

**Grundlegende Untersuchungen zum Laserstrahlbeschichten
von Magnesiumlegierungen sowie zum artungleichen Laser-
strahlschweißen mit Nd:YAG-Festkörperlaser und
pulverförmigen Zusatzwerkstoffen**

Dissertation

zur Erlangung des Grades eines
Doktor-Ingenieurs

vorgelegt von

Diplom-Ingenieurin Ute Kutschera

aus Halle (Saale)

genehmigt von der

**Fakultät für Bergbau, Hüttenwesen und Maschinenwesen
der Technischen Universität Clausthal**

Tag der mündlichen Prüfung: 24.01.2003

Danksagung

Den Herren Prof. Dr. B. L. Mordike und Prof. Dr. H. Opower danke ich für die Möglichkeit, diese Arbeit in einer Kooperation des Instituts für Werkstoffkunde und Werkstofftechnik der TU Clausthal mit dem Institut für Technische Physik des DLR Stuttgart durchzuführen. Herrn Prof. Dr. Mordike danke ich für die Übernahme der Betreuung dieser Arbeit.

Bei Herrn Prof. Dr. H. Hügel bedanke ich mich für die beratenden Gespräche und für die Übernahme des Korreferates.

Bei Herrn Dr. R. Galun und Dr. J. M. Arnold möchte ich mich besonders bedanken für die intensiven Diskussionen und fachlichen Beratungen über den gesamten Zeitraum dieser Arbeit und für das sorgfältige Korrekturlesen dieser Arbeit.

Weiterhin möchte ich mich bei allen Mitarbeitern des IWW Clausthal, des ITP Stuttgart und des IFSW Stuttgart bedanken, die auf freundliche Art und Weise das Arbeitsklima sehr angenehm gestalteten und mir bei der Durchführung der Laserbearbeitung, der Multiscratchtests und der metallografischen Auswertungen stets behilflich waren.

Bedanken möchte ich mich auch bei den Mitarbeitern des ARCS Seibersdorf, besonders bei Dr. A. Merstallinger und bei P. Scholze, die mich bei der Durchführung der Stift-Ring- und Stift-Scheibe-Versuche und der Auswertung am REM sehr gut unterstützten.

Mein herzlicher Dank gilt auch Frau C. Wrobel von der Fa. Norsk Hydro, die mir auf unbürokratische Weise Probenmaterial zur Verfügung stellte.

Nicht zuletzt möchte ich mich bei meinen Eltern, Gertraud und Rüdiger Kutschera bedanken, ohne deren Hilfe mein Studium wahrscheinlich nicht möglich gewesen wäre.

Die Arbeiten am Aerospace Materials Technology Testhouse (AMTT) des Austrian Research Center Seibersdorf (ARCS) wurden finanziell unterstützt durch die EU unter der Fördernummer FRBFMGECT980141 des Programms „Training and Mobility of Researchers (TMR)“.

Die Untersuchungen zum artungleichen Laserschweißen von Magnesiumlegierungen mit Aluminiumlegierungen sind Teil des EU-GROWTH Projekts “New Joining Techniques for Light Magnesium Components, MAGJOIN” (GRD-1999-10918).

Inhaltsverzeichnis

1 Einleitung	6
2 Der Werkstoff Magnesium	9
2.1 Physikalische und mechanische Eigenschaften von Reinmagnesium	9
2.2 Maßnahmen zur sicheren Bearbeitung von Magnesium	11
2.3 Der Einfluss von Elementen auf das Legierungsverhalten von Magnesium	12
2.3.1 Aluminium	12
2.3.2 Zink	14
2.3.3 Mangan	15
2.3.4 Silizium	16
2.3.5 Zirkon	17
2.3.6 Kalzium	18
2.3.7 Seltene Erden und Yttrium	18
2.3.7.1 Cer	18
2.3.7.2 Neodym	18
2.3.7.3 Yttrium	19
2.3.8 Nickel, Eisen und Kupfer	19
2.3.8.1 Nickel	19
2.3.8.2 Eisen	20
2.3.8.3 Kupfer	20
2.4 Magnesiumlegierungen	20
2.4.1 Mg-Al-Mn-Zn (AZ)	22
2.4.2 Mg-Al-Mn (AM)	23
2.4.3 Mg-Al-Mn-Si (AS)	24
2.4.4 Mg-Al-Mn-SE (AE)	24
2.4.5 Mg-Th-Zr (HK)	25
2.4.6 Mg-Zn-SE-Zr (ZE)	25
2.4.7 Mg-Y-SE-Zr (WE)	26
2.4.8 Mg-Ag-SE (QE)	26
2.4.9 Mg-Li-Al (LA)	27
2.5 Korrosionsbeständigkeit von Magnesiumlegierungen und deren Verbesserung durch Oberflächenbehandlungen	28
2.5.1 Korrosion von Magnesium	28
2.5.2 Korrosionsschutz von Magnesiumlegierungen	29

3 Theoretische Grundlagen	31
3.1 Lasersysteme	31
3.2 Allgemeines zur Laserbearbeitung	32
3.2.1 Laserhärten	34
3.2.2 Laserumschmelzen	35
3.2.3 Laserlegieren	35
3.2.4 Laserdispergieren	35
3.2.5 Laserbeschichten	36
3.2.6 Laserschweißen mit pulverförmigem Zusatzwerkstoff	38
3.3 Weitere Oberflächenbehandlungsverfahren	39
3.3.1 Auftragsschweißen	40
3.3.2 Thermisches Spritzen	41
3.3.3 Dünnschichttechnologien	43
3.4 Grundlagen des Verschleißes	44
3.4.1 Verschleißarten und deren Mechanismen	44
3.4.2 Kenngrößen	45
3.4.3 Verschleißschutz	47
4 Experimentelle Untersuchungen	48
4.1 Grund- und Beschichtungswerkstoffe	49
4.2 Laserbearbeitung	51
4.2.1 Gerätetechnik	52
4.2.2 Prozessparameter	55
4.2.2.1 Einfluss der Prozessparameter beim Laserbeschichten	57
4.2.2.2 Einfluss der Prozessparameter beim Laserschweißen	59
4.3 Untersuchungsmethoden des Verschleißverhaltens	60
4.3.1 Multiscratchtest	61
4.3.2 Stift-Scheibe-Test	62
4.3.3 Stift-Ring-Test	63
4.3.4 Fretting-Test	63
4.4 Untersuchungsmethode des Korrosionsverhaltens	65
5 Ergebnisse und Auswertung	67
5.1 Beschichtungsprozess	67
5.2 Gefügeuntersuchungen	69
5.2.1 Schichten aus magnesiumhaltigen Pulvern	69
5.2.1.1 WE54 + Nickel	69

5.2.1.2 WE54 + AlSix ¹	71
5.2.1.3 WE54 + AlSi40 + SiC	74
5.2.2 Schichten aus magnesiumfreien AlSix –Pulvern	75
5.2.3 Herstellung mehrlagiger Beschichtungen am Beispiel von AlSi30	82
5.2.4 Einfluss der Vorschubgeschwindigkeit auf die Beschichtung am Beispiel von AlSi30	84
5.3 Laserschweißen von Magnesium- mit Aluminiumlegierungen	85
5.4 Verschleißuntersuchungen	89
5.4.1 Multiscratchtest	90
5.4.2 Stift-Scheibe-Test	92
5.4.3 Stift-Ring-Test	98
5.4.4 Fretting-Test	103
5.4.5 Zusammenfassung der Verschleißuntersuchungen	105
5.5 Korrosionsuntersuchungen	106
5.5.1 Grundwerkstoffe AZ91 und WE54	106
5.5.2 Schichten aus magnesiumhaltigen Pulvern	107
5.5.3 Schichten aus magnesiumfreien AlSix-Pulvern	111
 6 Zusammenfassung	 112
 7 Literatur	 115
 8 Anhang	 124
8.1 Pulverförmige Zusatzwerkstoffe	124
8.2 Multiscratchtest	125
8.3 Stift-Scheibe-Test	126
8.4 Stift-Ring-Test	127
8.5 Korrosionstest	128

¹ AlSix: Aluminiumlegierungen AlSi20, AlSi30, AlSi40 bzw. AlSi60

1 Einleitung

In den neunziger Jahren hat das Interesse an Magnesiumlegierungen aufgrund ihrer geringen Dichte und auch ihrer sehr guten Gießeigenschaften zugenommen. Hierbei gehen über 80 % dieses wachsenden Interesses auf das Konto der Automobilbranche. Die Verfügbarkeit von Magnesium ist sehr hoch, es ist das sechsthäufigste Element in der Erdkruste und das Metall mit der geringsten Dichte, welches als Konstruktionswerkstoff eingesetzt werden kann. Bezogen auf das Gewicht ist die spezifische Festigkeit bei mittleren Werten besser als bei Aluminiumlegierungen. Ständige Verbesserung der Gießverfahren bis hin zum Vakuumdruckguss, kombiniert mit dem guten Fließvermögen der meisten Magnesiumlegierungen, erlaubt die Herstellung von Druckgussteilen mit geringen Wandstärken und komplexer Struktur /BRU1, GAR1, KAI1, MAG2/.

Magnesiumlegierungen finden bereits vielfach Anwendung. So werden sie im Automobilbereich für Instrumentenpanels, Sitzschalen, Lenkradsäulenteilen, Ventilabdeckungen und nicht zuletzt für Motoren- und Getriebegehäuse verwendet. Dank ihres sehr guten Dämpfungsvermögens werden sie auch zur Herstellung von Felgen eingesetzt. So konnte durch verstärkten Einsatz dieser Legierungen beim 3L-Lupo eine hohe Gewichtersparnis erzielt werden. Hier werden die Heckklappe sowie Sitz- und Lenkradteile aus Magnesiumlegierungen gefertigt. Auch die Branche der Informationstechnologie hat diesen leichten Werkstoff für sich entdeckt und lässt Gehäuse für Mobiltelefone und Laptops aus ihm fertigen /SCU1, GAR1, MAG3, CSI1, GIN1/.



Abbildung 1-1: Berichte aus der Presse zum Einsatz von Magnesiumlegierungen /VDI1, PRO1/

Da die Verschleißbeständigkeit von Magnesiumlegierungen aufgrund der geringen Härte besonders gegen abrasiven Verschleiß nicht sehr hoch ist, muss diese mit Hilfe von Oberflächenbehandlungsverfahren verbessert werden. Dazu werden Tests mit verschiedenen Techniken bereits seit einiger Zeit erfolgreich durchgeführt. Mit Hilfe des Elektronenstrahlumschmelzens kann z.B. das Oberflächenlegieren in einem mehrstufigen Verfahren erfolgen, wobei sehr hohe Abkühlraten erzielt werden /WIE1/. Mit dem Thermischen Spritzen lassen sich die verschiedensten Werkstoffe aufbringen, da diese keine metallurgische Verbindung mit der Oberfläche eingehen. Sogar Nickelbasislegierungen lassen sich so auf Magnesiumsubstrate auftragen. Dabei ist die Wärmebeeinflussung des Grundmaterials gering, allerdings muss die Oberfläche sorgfältig vorbehandelt werden, damit eine gute Haftung gewährleistet ist. Verschleiß- und Korrosionsbeständigkeit können mit diesem Verfahren verbessert werden /LEN1, WEI2/. Beim Laserlegieren im einstufigen Verfahren mit pulverförmigen Zusatzwerkstoffen werden Schichtdicken bis zu 1200 µm erreicht. Geeignete Legierungselemente verbessern dabei die Verschleißbeständigkeit an der Oberfläche von Magnesiumlegierungen /GAL1, SCE1, WEI1/. In einigen Berichten wird erwähnt, dass sich die rasche Erstarrung nach dem Laserumschmelzen positiv auf die Korrosionsbeständigkeit bei Magnesiumlegierungen auswirkt /KOU1, MOR1/.

Das Laserbeschichten ist ein Verfahren, das von einem geringen Wärmeeintrag in das Werkstück und damit geringem Verzug geprägt ist. Aufgrund des schmelzmetallurgischen Verbundes der Schicht mit dem Substratwerkstoff ist die Haftfähigkeit sehr gut, aber die Werkstoffauswahl begrenzt. Die Schichtdicken sind variabel und können eine Dicke von mehreren Millimetern erreichen. Gleichzeitig weisen diese Schichten nur eine geringe Porosität auf und bilden aufgrund der schnellen Abkühlung ein feinkörniges Gefüge aus. Dieses Verfahren hat sich bei der Beschichtung zahlreicher Substrate wie Stahl, Gusseisen und Aluminiumlegierungen bereits bewährt und wurde z.B. erfolgreich zur Reparaturbeschichtung von Gusskokillen sowie zur Innenbeschichtung von Aluminiumkurbelgehäusen eingesetzt /CHE1, VOL1/.

Ein Ziel dieser Arbeit war die Auswahl geeigneter Werkstoffe sowie die Durchführung experimenteller Untersuchungen zum Laserbeschichten von Magnesiumlegierungen zur gezielten Verbesserung der Verschleißbeständigkeit. Gleichzeitig sollte das Korrosionsverhalten nicht außer Acht gelassen werden. Zunächst wurde die Qualität des Beschichtungs- bzw. Schweißprozesses beurteilt. Anschließend wurde das Gefüge der Schicht metallografisch analysiert, wobei besonders der Aufmischungsbereich und die generierte Schicht untersucht worden sind. Zur Beurteilung der beschichteten Oberfläche hinsichtlich des Verschleißverhaltens wurden Multiscratchtests, Stift-Ring- und Stift-Scheibe-Tests durchgeführt. Der Dauertauchtest in einer Cl⁻-haltigen Lösung diente zur Beurteilung der Korrosionsbeständigkeit der Beschichtungen.

Das Schweißen stellt eine stoffschlüssige Verbindung her und besonders das Laserschweißen wird durch seine hohe Prozessgeschwindigkeit und gute Automatisierbarkeit verstärkt im Automobilbau eingesetzt. Druckgussbauteile aus Magnesiumlegierungen erfreuen sich wachsender Beliebtheit, schränken aber die Schweißbarkeit ein. Durch den hohen Druck während des Gießens bleibt ein hoher Anteil an Gasen im Bauteil gelöst, bzw. werden sie mit hohem Druck im Guss als Poren eingeschlossen. Im Vakuumdruckguss werden weniger Gase gelöst, bzw. eingeschlossen, wodurch die Schweißbarkeit gegenüber Druckgusslegierungen wesentlich verbessert ist. Magnesiumlegierungen sind mit Lasern sehr gut schweißbar, wie bereits in mehreren Veröffentlichungen bestätigt wird. Die Schmelze von Magnesiumlegierungen hat dabei eine sehr niedrige Viskosität und fällt in dem Schmelzbad leicht nach unten, was zu Einkerbungen in der Schweißnaht führt. Deshalb müssen Magnesiumlegierungen gewöhnlich mit Zusatzmaterial geschweißt werden, um einen Nahteinfall zu verhindern. Nicht nur die Verbindung von Magnesiumlegierungen untereinander findet immer mehr Anwendung, auch die Verbindung von Magnesiumlegierungen mit anderen metallischen Werkstoffen, z.B. Aluminiumlegierungen ist von hohem Interesse. Da aber Magnesium mit Aluminium harte und spröde intermetallische Phasen bildet, stellt sich die Frage, ob es überhaupt möglich ist, diese beiden Werkstoffe schmelzmetallurgisch miteinander zu verbinden /CRA1, GAL1; 4, LEH1, LEO1, NIE1, HAF1-2, SAN1, WEI3/.

Der zweite Teil dieser Arbeit beschäftigt sich daher mit Untersuchungen zum Laserschweißen von Magnesium- mit Aluminiumlegierungen. Zum Laserschweißen wurden hier ausschließlich Metallpulver als Zusatzmaterial eingesetzt. Dies erlaubt in der Testphase die Auswahl verschiedener Pulverzusammensetzungen besonders für die schmelzmetallurgische Verbindung von Magnesiumlegierungen mit anderen metallischen Werkstoffen.

2 Der Werkstoff Magnesium

2.1 *Physikalische und mechanische Eigenschaften von Reinmagnesium*

Magnesium steht in der 2. Hauptgruppe des Periodensystems der Elemente und gehört somit zusammen mit Beryllium und Kalzium zu den Erdalkalimetallen. Es gehört mit einer Dichte von $1,74 \text{ g/cm}^3$ zu den Leichtmetallen und ist deutlich leichter als Aluminium, dessen Dichte $2,7 \text{ g/cm}^3$ beträgt. Die Farbe reinen Magnesiums ist silbergrau. Der Einfluss einiger Legierungselemente (Al, Si, Mn, Zn, Fe, Cu, Ni, Cr, Ca und Seltene Erden) auf die mechanischen Eigenschaften sowie auf das Schweißverhalten und das Korrosionsverhalten von Magnesium unter Einbeziehung der dazugehörigen Phasenzustandsdiagramme soll hier mit Hilfe der nachfolgenden Literatur beschrieben werden /ASM2, BEC1, CSI1, EML1, KAI2, KAM1, RAY1/.

Magnesium überzieht sich an Luft schnell mit einer Oxid- oder Hydroxidschicht, die die Oberfläche vor einer weiteren Korrosionsreaktion schützt. Sie ist aber nicht so beständig wie die Passivierungsschicht auf Aluminium. Magnesium kommt in der Natur nicht als Reinmetall vor. Der Hauptgrund dafür ist sein unedler Charakter. Es steht in der elektrochemischen Spannungsreihe weit im unedlen Bereich (siehe Abbildung 2-1). Kurz oberhalb des Schmelzpunktes verbrennt Magnesium mit heller, weißer Flamme zu MgO. Diese Eigenschaft bedingt bei der Bearbeitung von Magnesium einige Vorsichtsmaßnahmen. Auf diese Maßnahmen wird im nächsten Kapitel noch kurz eingegangen. Einige Eigenschaften von Reinmagnesium sind in Tabelle 2-1 zu einer Übersicht zusammengestellt.

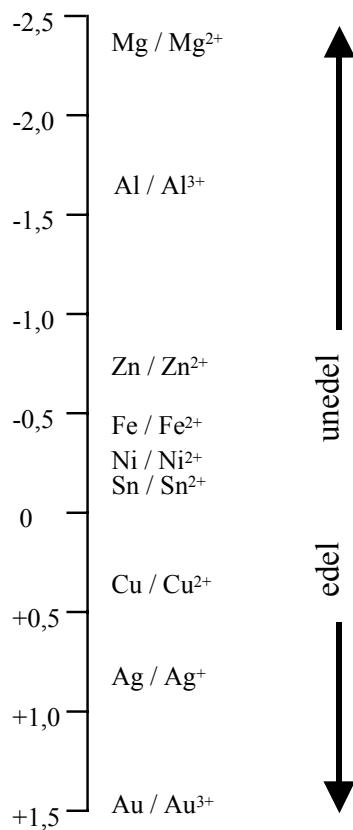


Abbildung 2-1: Standardpotenziale (in V)
einiger reiner Metalle /BUE1/

Tabelle 2-1: Physikalische und mechanische Eigenschaften von
Magnesium /CSII, MATI/

Ordnungszahl	12
Farbe	silbergrau - metallisch
relatives Atomgewicht	24,31
Dichte	1,736 g/cm ³
Schmelztemperatur	650°C
Verdampfungstemperatur	1090°C
Kristallstruktur	hdp
E-Modul	45 GPa
Wärmeausdehnungskoeffizient	24,8 * 10 ⁻⁶ /K
Wärmeleitfähigkeit	1,56 W/cmK
Elektrochemisches Potenzial (Wasserstoffstandardelektrode)	-2.37 V

Reinmagnesium wird u.a. aus Magnesit, Dolomit oder auch aus Meerwasser, das 0,13% Mg enthält, gewonnen. Mit Hilfe von Elektrolyseverfahren kann das Reinma-

gnesium aus MgCl_2 gewonnen werden. Bezogen auf das Gewicht ist der Energieaufwand zur Herstellung von Magnesium dabei recht hoch (industrielle Elektrolyse 10-20 kWh/kg). Nimmt man jedoch das Volumen als Berechnungsgrundlage, ist der Energieaufwand geringer als z.B. zur Herstellung von Aluminium. Ein weiteres Herstellungsverfahren ist die silikothermische Gewinnung, bei der Magnesiumoxid mit Hilfe von Ferrosilizium aus Dolomit ($\text{MgO} * \text{CaO}$) reduziert wird.

Mehr als die Hälfte des hergestellten Magnesiums wird zur Herstellung von Aluminiumlegierungen verwendet. Außerdem wird Magnesium zur Reduktion von Titan, zur Herstellung von Gusseisen mit Kugelgraphit und zur Entschwefelung von Stahl verbraucht. Daneben steigt aber der Anteil ständig an, der zur Herstellung von Magnesiumlegierungen direkt verwendet wird /KAI2, KAM1, MAT1/.

2.2 Maßnahmen zur sicheren Bearbeitung von Magnesium

Entgegen der allgemeinen Meinung ist festes Magnesium nicht brennbar. Nur die Späne oder Pulver sind brennbar wie etwa auch beim Aluminium. Beim Umgang mit Magnesium sind aber doch einige Vorsichtsmaßnahmen zu beachten, um Brände und Explosionen zu verhindern, denn Magnesium ist reaktionsfreudiger als Aluminium. Magnesiumpulver und –späne sowie Magnesiumschmelze sind leicht entzündlich. Magnesiumstäube sind in entsprechender Konzentration in Luft explosionsfähig. Magnesium reagiert in einer exothermen Reaktion mit Luftsauerstoff zu MgO . In Kontakt mit Wasser reagiert es schon bei niedrigen Temperaturen zu Hydroxid unter Bildung von Wasserstoff (siehe Kapitel 2.5) /KAI2, WAS1/.

Bei der Bearbeitung sind geeignete Löschmittel bereit zu halten. Dazu gehören unter anderem Brandlöscher der Klasse D oder auch trockener Sand. Ungeeignet sind Wasser (Entstehung von Knallgas!), Brandlöscher der Klassen A, B und C sowie Kohlendioxid und Stickstoff. Die Brandgefahr bei der Bearbeitung von Magnesium kann verringert werden, wenn folgendes beachtet wird:

- ◆ regelmäßige Beseitigung von Magnesiumpulver und –spänen
- ◆ Vermeidung einer explosionsfähigen Atmosphäre durch eine passende Absaugung
- ◆ explosionsgeschützte Auslegung der Bearbeitungsanlagen inklusive Absaugeinrichtungen

Außerdem müssen Magnesiumspäne und -pulver laut Gefahrstoffverordnung entsprechend gekennzeichnet und verpackt werden /BGR1, KAM1/.

2.3 Der Einfluss von Elementen auf das Legierungsverhalten von Magnesium

Aufgrund ihrer hexagonalen Gitterstruktur und der damit verbundenen geringen Anzahl an Gleitsystemen (3) ist Kaltumformung bei den meisten Magnesiumlegierungen nur beschränkt möglich. Die Kerbempfindlichkeit ist dadurch hoch und die Duktilität nur gering. Oberhalb von 225°C werden zusätzliche Gleitsysteme aktiviert (insgesamt 12). Diese ermöglichen eine verbesserte Warmumformbarkeit. Um eine Verbesserung der mechanischen Eigenschaften zu erreichen, werden dem Magnesium solche Legierungselemente zugesetzt, die Kornfeinung oder Mischkristallverfestigung hervorrufen. Darüber hinaus können einige Elemente auch die Kriechbeständigkeit oder die Verschleißbeständigkeit verbessern. Der Einfluss der Legierungselemente auf die Korrosionsbeständigkeit ist ebenfalls von Bedeutung und wird deshalb nachfolgend mit angegeben.

2.3.1 Aluminium (Al)

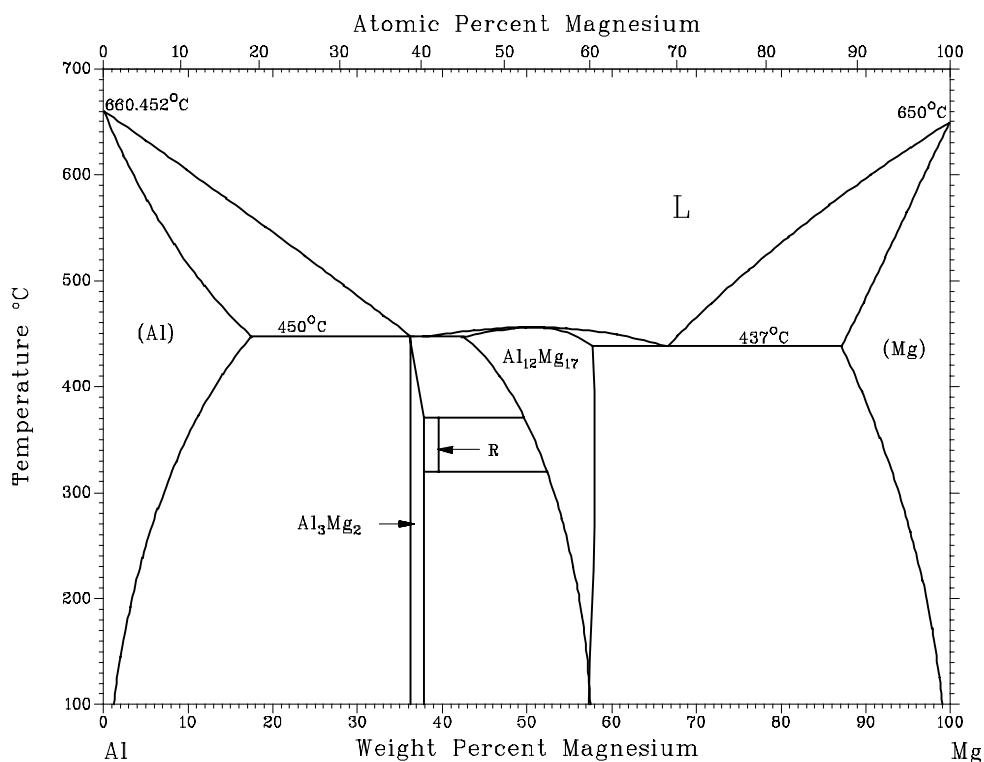


Abbildung 2-2: Binäres Phasenzustandsdiagramm Al-Mg /ASM1/

Aluminium gehört zu den wichtigsten Legierungselementen von Magnesium. Die Zugabe von Aluminium steigert die Härte und die Festigkeitseigenschaften bis ca. 130°C

bei gleichzeitig verringerter Bruchdehnung. Bis zu einem Gehalt von 3 Gew.% wird Aluminium im Magnesiumkristall vollständig gelöst und es tritt Mischkristallverfestigung auf. Oberhalb dieses Gehalts setzt die Bildung der intermetallischen Phase $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ (γ -Phase) ein, die diskontinuierlich an den Korngrenzen ausgeschieden wird und somit zu einer weiteren Verfestigung führt. Die maximale Festigkeit wird bei Gehalten zwischen 6 und 10 Gew.% Al erreicht. Der Schmelzpunkt der intermetallischen Phase ist mit 462°C sehr niedrig. Zusätzlich bilden die intermetallische Phase und Magnesium ein niedrig schmelzendes Eutektikum bei 437°C , wodurch die Festigkeit bei höheren Temperaturen verringert wird. Oberhalb von 10 Gew.% Al wird der Anteil der intermetallischen Phase so hoch, dass Versprödung einsetzt. Durch die zusätzliche Beigabe von Lithium (4%) kann die Bildung der γ -Phase soweit unterdrückt werden, dass sie bis zu einem Gehalt von 10 Gew.% Al nicht auftritt. Grundsätzlich sind alle aluminiumhaltigen Magnesiumlegierungen schweißbar. Jedoch erhöht Aluminium die Heißrissneigung. Deshalb wird beim Schweißen ein höherlegierter Zusatzwerkstoff eingesetzt, damit die darin enthaltenen niedrigschmelzenden Bestandteile während der Kristallisationsphase als letztes im schmelzflüssigen Zustand bleiben und ihrerseits an den Korngrenzen auskristallisieren und so die Heißrissneigung wieder verringern /KAM1, NIE1/.

Aluminium verstärkt außerdem die Neigung zu Mikroporosität, weshalb die Legierungen mit Aluminium und Zink oder Aluminium und Mangan weniger druckdicht sind. Die Gießbarkeit und die Korrosionsbeständigkeit werden allerdings verbessert. Durch die Bildung einer Passivierungsschicht, die besser als bei reinem Magnesium haftet, kann diese die Oberfläche besser schützen. Zusätzlich kann die Korrosionsbeständigkeit durch die Zugabe von Mangan verbessert werden (siehe Kapitel 2.3.3).

2.3.2 Zink (Zn)

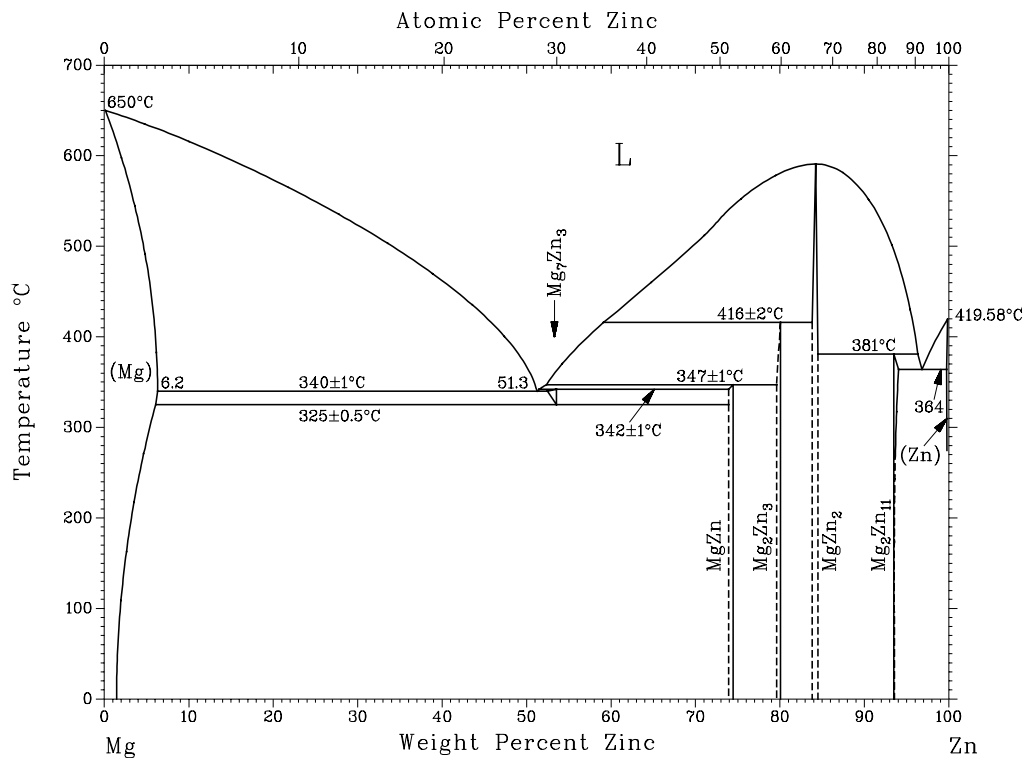


Abbildung 2-3: Binäres Phasenzustandsdiagramm Mg-Zn /ASM1/

Zink gehört ebenfalls zu den wichtigsten Legierungsbestandteilen von Magnesium. Es erhöht Festigkeit und Zähigkeit durch einen geringen Kornfeinungseffekt. Magnesiumlegierungen mit Zinkzusatz sind aushärtbar. Die Gießfähigkeit wird durch eine Verringerung der Schmelzviskosität verbessert. Die Neigung zu Mikroporosität wird durch Zink verstärkt. Magnesium und Zink bilden ein Eutektikum mit einem niedrigen Schmelzpunkt (340 °C) bei 51,3 Gew.-% Zn. Dadurch wird die Kriechbeständigkeit schon ab 100 °C verringert. Ab einem Gehalt von mehr als 1 Gew.-% Zn neigen Magnesiumlegierungen mit hohem Aluminiumgehalt zu Heißrissbildung während des Schweißens. Die niedrige Verdampfungstemperatur des Zink führt zu einem vermehrten Abdampfen dieses Elements während des Schweißprozesses, verbunden mit einer verstärkten Porenbildung in der Schweißnaht. Oberhalb von 3 Gew.-% Zn sind die Legierungen nicht mehr schweißbar.

2.3.3 Mangan (Mn)

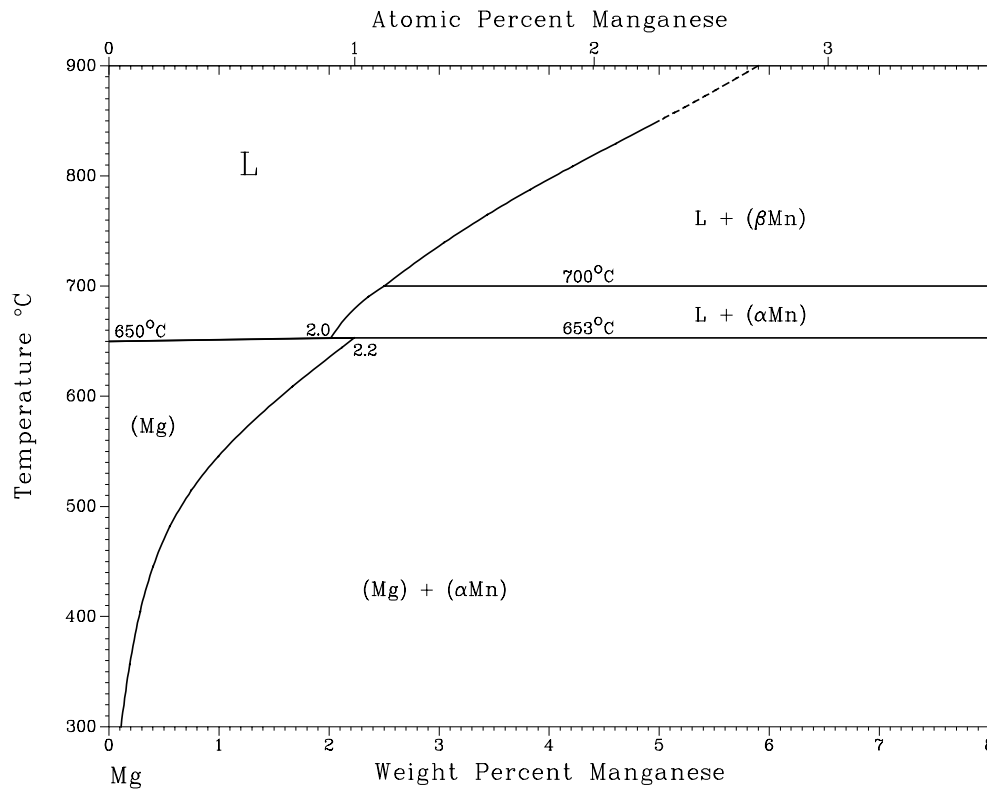


Abbildung 2-4: Binäres Phasenzustandsdiagramm Mg-Mn /ASM1/

Mangan ist ein weiteres häufiges Legierungselement von Magnesiumlegierungen. Das binäre System Mg-Mn verfügt über ein Peritektikum bei 653°C. Die maximale Löslichkeit von Mangan in Magnesium beträgt dort 2,2 Gew.% und ist mit sinkender Temperatur stark abnehmend. Bei Abkühlung bilden sich Ausscheidungen, die oberhalb 1,5 Gew.% eine geringe Festigkeitssteigerung bewirken. Ist gleichzeitig Aluminium in der Legierung vorhanden, bilden sich zusätzlich harte unlösliche Mn-Al-Ausscheidungen, die ebenfalls zu einer Festigkeitssteigerung führen. Mangan bewirkt eine Kornfeinung. Die Umformfähigkeit, die Kerbschlagzähigkeit, die Kriechfestigkeit und auch die Schweißbarkeit werden verbessert. In Magnesiumlegierungen bildet Mangan in Verbindung mit Aluminium und Eisen ternäre Ausscheidungen und verbessert so die Korrosionsbeständigkeit von Magnesiumlegierungen (siehe Kapitel 2.3.8).

2.3.4 Silizium (Si)

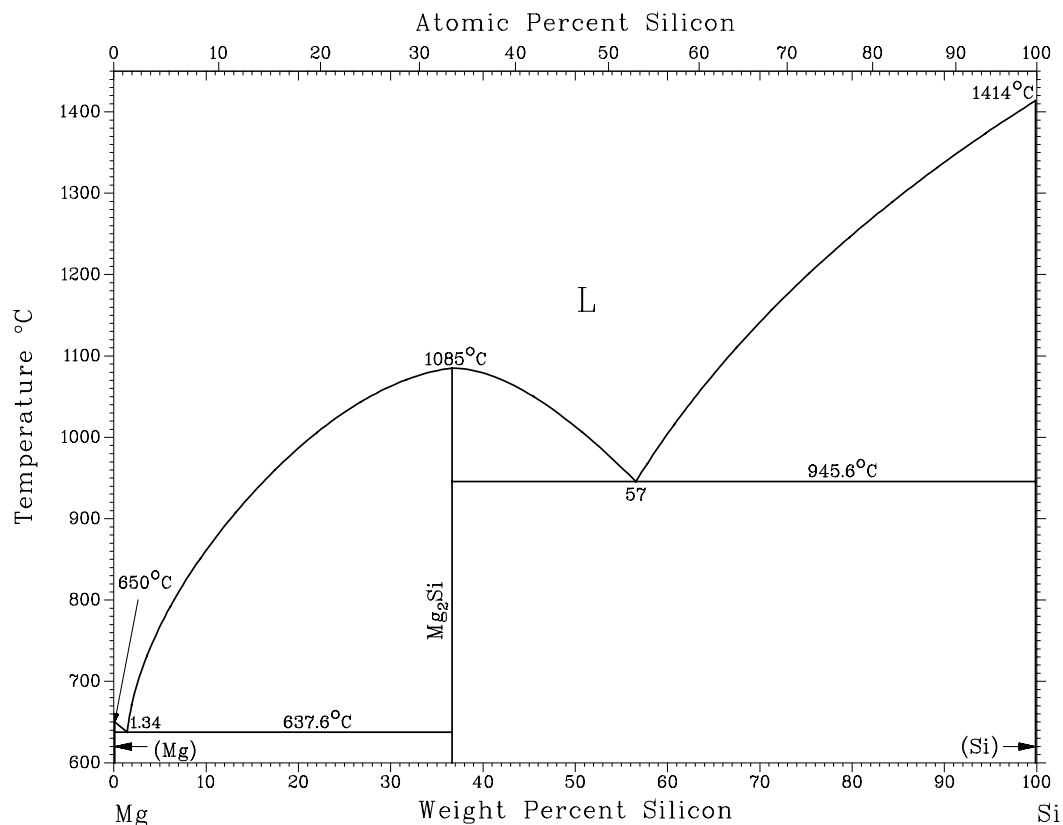


Abbildung 2-5: Binäres Phasenzustandsdiagramm Mg-Si /ASM1/

Die Zugabe von Silizium erhöht die Härte von Magnesium, aber auch dessen Sprödigkeit durch Ausscheidungen der intermetallischen Phase Mg₂Si. Im binären System Mg-Si liegt ein Eutektikum zwischen Mg₂Si und Mg vor, dessen Schmelzpunkt mit 637,6°C nur wenig unterhalb des Schmelzpunktes des reinen Magnesiums liegt und deshalb keinen negativen Einfluss auf die Kriechbeständigkeit hat. Mit anderen Legierungselementen können stabile Silizide entstehen, die einen positiven Einfluss auf die Kriechbeständigkeit der Magnesiumlegierungen haben. Die Zugabe von Silizium führt zu einer geringen Kornfeinung. Bei Gehalten oberhalb 0,2 Gew.% Si wird die Festigkeit verringert. Die Gießbarkeit wird verschlechtert, nur mit hoher Erstarrungsgeschwindigkeit wird hier die Bildung eines groben Gefüges verhindert. Außerdem reagiert Silizium mit dem Eisen aus der Kokille, was deren Standzeit verringert und den Eisengehalt in der Legierung erhöhen kann. Mit steigendem Siliziumgehalt verringert sich die Korrosionsbeständigkeit nach /BEC1/ wobei zu berücksichtigen ist, dass bei diesen Messungen der Eisengehalt ebenfalls anstieg.

2.3.5 Zirkon (Zr)

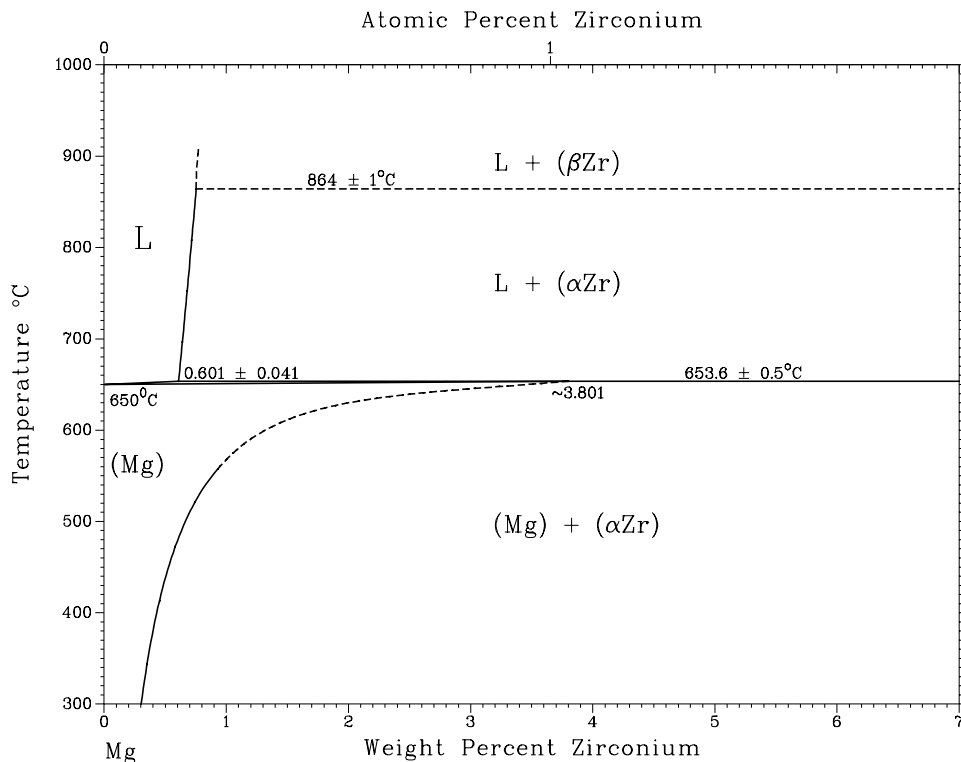


Abbildung 2-6: Binäres Phasenzustandsdiagramm Mg-Zr /ASM1/

Zirkon hat eine hohe Affinität zu Sauerstoff und bildet deshalb bereits in der Schmelze feine Oxide aus. Diese dienen bei Abwesenheit von Aluminium oder Silizium während der Abkühlung aus der Schmelzphase als Kristallisationskeime und erzeugen damit eine sehr feine Kornstruktur. Die Verformbarkeit wird verbessert und die Zugfestigkeit erhöht, ohne dass die Duktilität beeinträchtigt wird. Zirkon verringert außerdem die Heißrissneigung. Die aushärtbaren Legierungen, die zusätzlich mit Seltenen Erden legiert sind, zeichnen sich durch eine hohe Warmfestigkeit bis 300°C aus. Aluminium, Mangan und Silizium bilden mit Zirkon Ausscheidungen grober, meist platten- oder nadelförmiger hochschmelzender intermetallischer Verbindungen (Al_3Zr , Si_2Zr). Diese Elemente findet man deshalb in zirkonhaltigen Legierungen nicht vor. Zirkonhaltige Legierungen sind schwerer schmelz- und gießtechnisch verarbeitbar als Magnesiumlegierungen mit Aluminium als Hauptlegierungsbestandteil. Ein Zirkonzusatz bewirkt auch eine Verbesserung der Korrosionsbeständigkeit durch Bildung unlöslicher Fe-Zr-Ausscheidungen, die durch ihre hohe Dichte bei normalen Gießbedingungen auf den Boden absinken und so die Verunreinigungen aus der Schmelze entfernen /KAR1/.

2.3.6 Kalzium (Ca)

Die Löslichkeit von Kalzium in Magnesium beträgt maximal 0,1 Gew.%. Bei Anwesenheit von Silizium scheiden sich oberhalb 0,1 Gew.% Ca blockförmige Silizide (Ca_2Si) aus. Sie fungieren als heterogene Keime von Mg_2Si -Kristalliten und bewirken die Ausbildung eines feinen Gefüges während des Abkühlens aus der Schmelze. Magnesium bildet mit Kalzium die intermetallische Verbindung Mg_2Ca mit einer Schmelztemperatur von 714°C und verbessert dadurch die Verschleißbeständigkeit. Mit dieser Verbindung bildet Magnesium bei 16,2 Gew.% Ca ein Eutektikum mit relativ hoher Schmelztemperatur ($T_E = 517^\circ\text{C}$). Die Zugabe von Kalzium wirkt sich somit auch positiv auf die Kriechbeständigkeit aus. Die Heißrissneigung und die Neigung zu Korrosion werden allerdings erhöht. Beim Gießen neigt es dazu, an der Form haften zu bleiben.

2.3.7 Seltene Erden und Yttrium

Die Seltenen Erden und Yttrium erhöhen bei Magnesium vor allem die Langzeitkriechbeständigkeit bis über 250°C durch die Bildung von Ausscheidungen, die auch bei hohen Temperaturen stabil bleiben. Sie unterstützen die Bildung einer dichten Oxidschicht an der Oberfläche, was die Korrosionsbeständigkeit verbessert. Einige Legierungen wie zum Beispiel WE54 und WE43 können sogar bis 300°C eingesetzt werden.

2.3.7.1 Cer (Ce)

Cer verbessert die Kriechbeständigkeit, die Festigkeit und die Härte von Magnesium. Die Korrosionsbeständigkeit wird ebenfalls verbessert. Im festen Zustand ist die Löslichkeit von Cer in Magnesium allerdings nur sehr gering. Zur Steigerung der Festigkeitseigenschaften genügt deshalb schon ein geringer Legierungsanteil. Bei höheren Gehalten verursacht Cer jedoch eine Versprödung.

2.3.7.2 Neodym (Nd)

Auf der magnesiumreichen Seite bilden sich zwei intermetallische Phasen aus. $\text{Mg}_{41}\text{Nd}_5$ bildet mit Magnesium ein eutektisches System bei 10,9 at% Nd aus. Die kohärente β'' -Phase Mg_3Nd wird peritektisch bei 560°C gebildet. Die hohe Schmelztemperatur des Eutektikums (545°C) verbessert deutlich die Kriechbeständigkeit des Magnesiums bis 260°C . Mit zunehmendem intermetallischen Phasenanteil wird die Plastizität verringert.

2.3.7.3 Yttrium (Y)

Yttrium wirkt konfeinend und erhöht die Festigkeit sowohl bei Raumtemperatur als auch bei höheren Temperaturen. Die Kriechfestigkeit wird stark verbessert. Es bildet stabile Ausscheidungen und zusammen mit Neodym wird die gegenseitige Löslichkeit herabgesetzt, so dass sich vermehrt Ausscheidungen bilden können. Da Yttrium sehr teuer ist, wird es als Mischmetall mit anderen Seltenen Erden zu Magnesium zulegiert.

2.3.8 Nickel, Eisen, Kupfer

Alle drei Elemente stehen in der elektrochemischen Spannungsreihe weit entfernt von Magnesium im edleren Bereich (siehe Abbildung 2-1). Beim Kontakt mit Magnesium kommt es zur Bildung von Lokalelementen, die durch eine anodische Reaktion die Korrosion des Magnesiums beschleunigen. Diese drei Elemente setzen deshalb schon in geringen Gehalten die Korrosionsbeständigkeit von Magnesium stark herab. Korrosionsbeständige Legierungen weisen daher nur einen sehr geringen Anteil an diesen Elementen auf.

2.3.8.1 Nickel (Ni)

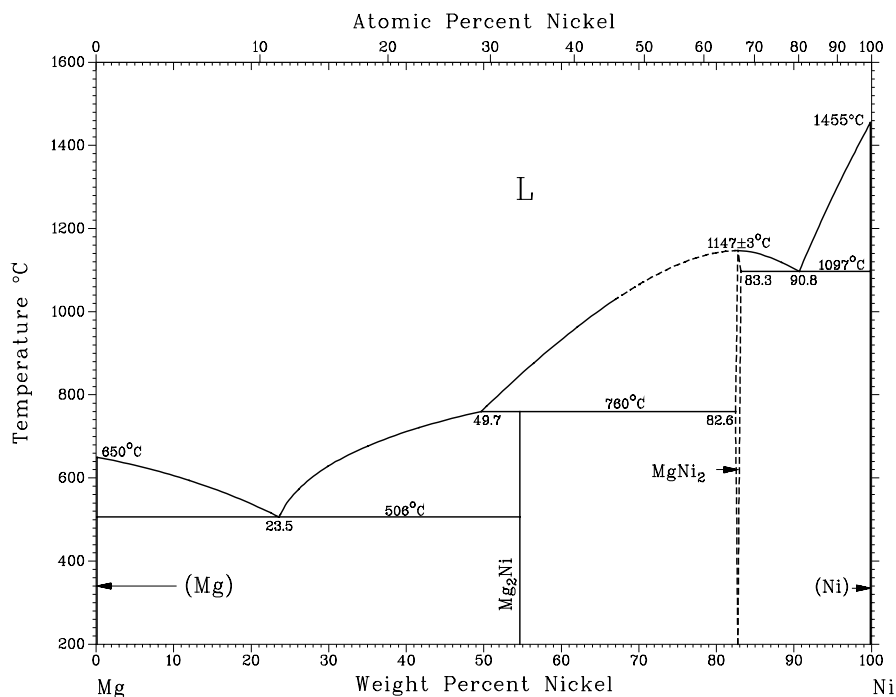


Abbildung 2-7: Binäres Phasenzustandsdiagramm Mg-Ni /ASM1/

Nickel ist in Magnesium unlöslich. Bei 760°C bildet sich in einer peritektischen Reaktion die intermetallische Phase Mg_2Ni aus. Zusammen mit Magnesium bildet Mg_2Ni

ein Eutektikum mit niedriger Schmelztemperatur ($T_E = 506^\circ\text{C}$) und ist deshalb für den Einsatz bei höheren Temperaturen nicht geeignet. Magnesiumlegierungen wird nur in seltenen Fällen Nickel zugegeben, da es schon in kleinsten Mengen (ppm-Bereich) einen stark negativen Einfluss auf die Korrosionsbeständigkeit hat.

2.3.8.2 Eisen (Fe)

Im festen Magnesium ist Eisen praktisch unlöslich (max. 0,00099 Gew.%) und in der Schmelze nur zu einem geringen Teil. Das Eisen scheidet sich während der Erstarrung in Form von α -Fe Partikeln aus, die die Korrosionsbeständigkeit von Magnesium stark verringern. Um dies zu verhindern, muss eine Reduzierung des Eisengehaltes durch Zugabe von Mangan erfolgen (siehe Kapitel 2.3.3). In Verbindung mit Aluminium bildet Mangan mit Eisen ternäre Ausscheidungen, wovon ein Teil während des Gießprozesses im Schmelztiegel nach unten sinkt. Der verbleibende Teil tritt gleichmäßig im Gefüge als feine, weniger spröde Ausscheidungen auf, deren elektrochemisches Potenzial günstiger ist als bei reinem Eisen. Magnesium reagiert mit Eisen, das z.B. aus den Schmelztiegeln stammen kann. Die Magnesiumlegierungen können somit während des Gießens mit Eisen verunreinigt werden.

2.3.8.3 Kupfer (Cu)

Kupfer ist in reinem Magnesium kaum löslich (max. 0,035 Gew.%). Magnesium bildet mit Kupfer die intermetallische Phase Mg_2Cu mit einem Schmelzpunkt von 568°C aus. Bei gleichzeitiger Anwesenheit von Silizium bildet sich das ternäre Eutektikum $\text{Mg}_2\text{Cu-Mg-Mg}_2\text{Si}$ aus. Mit steigendem Cu-Gehalt steigt zwar die Härte aufgrund des steigenden Anteils an intermetallischen Phasen im Gefüge an, aber die Duktilität fällt gleichzeitig ab. Die Korrosionsbeständigkeit wird in geringerem Maße verschlechtert als es bei Nickel und Eisen der Fall ist. Durch den niedrigen Schmelzpunkt des Eutektikums $\text{Mg-Mg}_2\text{Cu}$ von 487°C wird die Kriechbeständigkeit verringert. In Verbindung mit Zink kann die Kriechfestigkeit jedoch verbessert werden. So ist die Legierung ZC63 gut gießbar, bildet keine Mikrolunker und ist wärmebehandelt sogar gut korrosionsbeständig.

2.4 Magnesiumlegierungen

Einige Legierungssysteme von Magnesium werden anhand von Einsatzmöglichkeiten häufig verwendeter Legierungen dieser Systeme vorgestellt. Die Schmelzen vieler Magnesiumlegierungen sind gut fließfähig mit gutem Formfüllungsvermögen. Die meisten Legierungen werden daher als Gusslegierungen verwendet, zumal seit einigen Jahren besonders die Gießtechniken bis hin zum Vakuumdruckguss weiterentwickelt wurden. Bei Druckguss können mit Magnesiumlegierungen komplizierte Strukturen mit geringen Wandstärken realisiert werden. Eine umfangreiche Übersicht über me-

mechanische Kennwerte für Magnesiumguss- und Knetlegierungen ist in der Literatur am Ende dieses Kapitels angegeben. Die Entwicklung neuer Magnesiumlegierungen wird speziell nach der Art der Anwendung vorangetrieben. Verschiedene Seltene Erden werden zur weiteren Verbesserung der Kriechbeständigkeit eingesetzt. Lithiumhaltige Legierungen sind bei der weiteren Verringerung des Gewichtes gefragt. Das Entwicklungspotenzial der verschiedenen Magnesiumlegierungen ist als Übersicht in Abbildung 2-8 dargestellt /BEF1, BRU1, KAI1, KAM1, ROE1/.

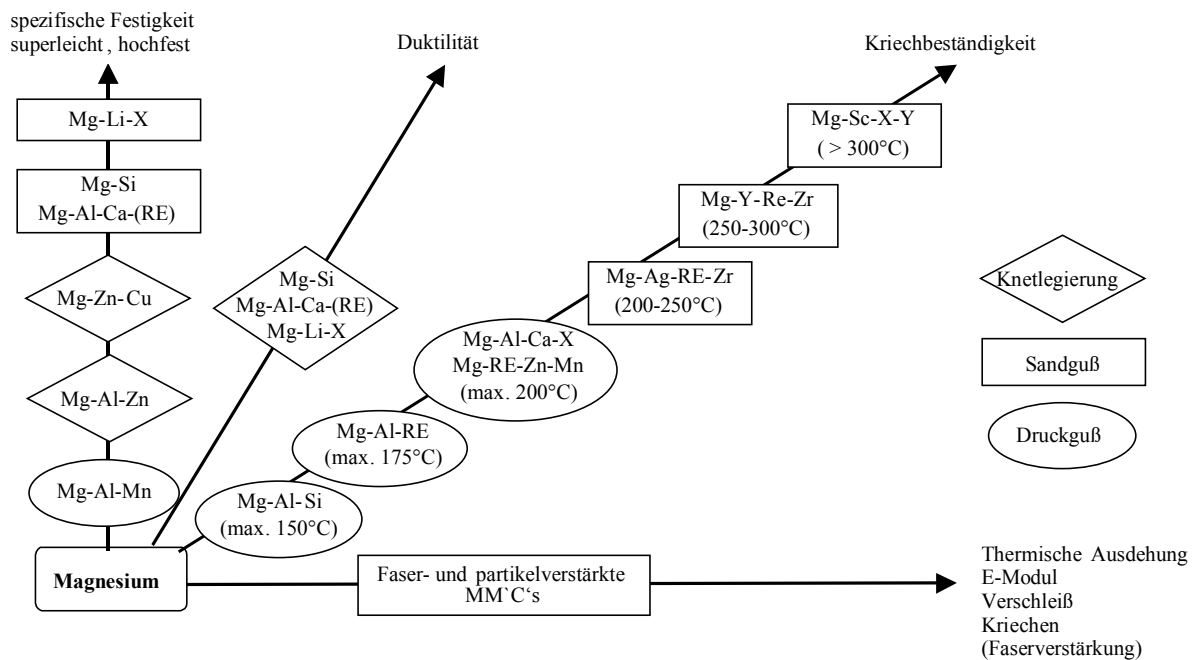


Abbildung 2-8: Legierungsentwicklung mit entsprechenden Eigenschaften nach GKSS: „Entwicklungspotenzial neuer Magnesiumwerkstoffe“ (SFB 390-Magnesiumtechnologie) /KAI1/

Die nach ASTM standardisierte Kennzeichnung der Magnesiumlegierungen ist auch in Deutschland üblich. Sie wird aus diesem Grund zur Legierungsbenennung in dieser Arbeit verwendet. Die beiden Hauptlegierungsbestandteile werden dabei beginnend mit dem höheren Gehalt durch die ihnen zugeordneten Buchstaben (siehe Tabelle 2-2) gekennzeichnet. Die nachfolgenden Ziffern geben entsprechend ihrer Reihenfolge den aufgerundeten Massegehalt dieser Bestandteile an. So wird beispielsweise die Legierung mit der Zusammensetzung Mg + 9% Al + 1% Zn als AZ91 bezeichnet.

Tabelle 2-2: ASTM Buchstabencode für die Kennzeichnung der Magnesiumlegierungen, Hauptlegierungsbestandteile fettgedruckt /nach KAM1/

ASTM Code	Legierungsbestandteil	ASTM Code	Legierungsbestandteil
A	Aluminium	N	Nickel
B	Wismut	P	Blei
C	Kupfer	Q	Silber
D	Kadmium	R	Chrom
E	Seltene Erden (Rare Earths)	S	Silizium
F	Eisen	T	Zinn
H	Thorium (radioaktiv!)	W	Yttrium
K	Zirkon	Y	Antimon
L	Lithium	Z	Zink
M	Mangan		

2.4.1 Mg-Al-Mn-Zn (AZ)

Die Legierungen dieser Gruppe zeichnen sich durch gute mechanische und physikalische Eigenschaften von Raumtemperatur bis ca. 130°C aus. Sie sind für Magnesiumlegierungen vergleichsweise kostengünstig und werden deshalb häufig bei Anwendungen im unteren Temperaturbereich eingesetzt. Die Gießeigenschaften sind hervorragend.

Die gebräuchlichste Gusslegierung dieser Gruppe ist AZ91. Sie findet Anwendung für Getriebegehäuse und Computerteile. Bei geringem Aluminiumgehalt lassen sich die Legierungen dieses Systems auch durch Umformung verarbeiten. Ein Beispiel dafür ist die mittelfeste Knetlegierung AZ31, die für stranggepresste und gewalzte Produkte eingesetzt wird. Zur besseren Übersicht sind verschiedene Legierungen und ihre Anwendungen in Tabelle 2-3 dargestellt.

Da die Korrosionsbeständigkeit stark abhängig ist von den Gehalten an Eisen, Nickel und Kupfer (siehe Kapitel 2.3), ist das Ziel der Legierungsentwicklung z.B. bei AZ91 die Höchstgrenzen für Eisen, Kupfer und Nickel stark zu verringern, um eine höhere Korrosionsbeständigkeit zu erreichen. Der Reinheitsgrad wird dabei durch einen Buchstaben hinter der Legierungsbezeichnung gekennzeichnet. Die gängige Legierung AZ91D hat eine gute und AZ91E² sogar eine sehr gute Korrosionsbeständigkeit.

² Anteil an Verunreinigungen für AZ91D (AZ91E): 0,005 Gew.% Fe, 0,002 (0,0010) Gew.% Ni, 0,03 (0,015) Gew.% Cu

Tabelle 2-3: Ausgewählte Magnesiumlegierungen mit Aluminium und Zink als Hauptlegierungselemente /KAM1, MEL1/

Legierung	Zusammensetzung nach ASTM	Anwendung	R_m [MPa]
AZ31	Mg-3%Al-1%Zn	mittelfeste Knetlegierung	230
AZ61	Mg-6%Al-1%Zn	mittel-hochfeste Knetlegierung	270
AZ80	Mg-8%Al-0,5%Zn	hochfeste Schmiedelegierung	290
AZ81	Mg-8%Al-1%Zn	allg. verwendbare Gusslegierung	200 - 234 (T6)
AZ91	Mg-9%Al-1%Zn	allg. verwendbare Gusslegierung, Getriebegehäuse, Computerteile	200 - 234 (T6)

2.4.2 Mg-Al-Mn (AM)

AM60 besitzt eine höhere Dehnfähigkeit und Zähigkeit als AZ91 wobei die Festigkeit nur wenig geringer ist. Diese Legierungen werden für Radfelgen und andere Konstruktionsanwendungen im Automobilbau eingesetzt, wobei Sand- oder Druckguss zur Anwendung kommen. Als Beispiel sei hier das Gehäuse eines Tanks beim Mercedes-Benz SLK genannt. Es wird aus der Druckgusslegierung AM60 hergestellt /BRU1, CSI1/.

Tabelle 2-4: Ausgewählte Magnesiumlegierungen mit Aluminium und Mangan als Hauptlegierungselemente /KAM1, MEL1/

Legierung	Zusammensetzung nach ASTM	Anwendung	Zugfestigkeit [MPa]
AM20	Mg-2%Al-<1%Mn	Hochdruckgusslegierung, hohe Duktilität und Schlagzähigkeit, niedriger Preis	160
AM50 AM60	Mg-5%Al-<1%Mn Mg-6%Al-<1%Mn	Hochdruckgusslegierungen, hohe Duktilität, hohes Energieaufnahmevermögen, gute Festigkeit, gute Gießbarkeit, Sitzrahmen, Instrumentenpanels, Radfelgen	180 190

2.4.3 Mg-Al-Mn-Si (AS)

Ein höherer Silizium- und geringerer Aluminiumgehalt führen zu einer besseren Kriechbeständigkeit gegenüber der Legierungsgruppe AZ. An den Korngrenzen bilden sich Ausscheidungen feiner Mg_2Si -Partikel. Die Verringerung des Aluminiumgehalts führt allerdings gleichzeitig zu einem schlechteren Formfüllungs- und Fließvermögen, was die Gießbarkeit verschlechtert.

Tabelle 2-5: Ausgewählte Magnesiumlegierungen mit Aluminium und Silizium als Hauptlegierungselemente

Legierung	Zusammensetzung nach ASTM	Anwendung	Zugfestigkeit [MPa]
AS21	Mg-2%Al-1%Si- <0,6%Mn	Druckgusslegierung, gute Kriecheigenschaften Teile im Automobilbereich	170
AS41	Mg-4%Al-1%Si- <0,6%Mn	Druckgusslegierung, gute Kriecheigenschaften	200

2.4.4 Mg-Al-Mn-SE (AE)

Die Seltenen Erden dienen der Verbesserung der Hochtemperatureigenschaften dieser Legierungsgruppe, durch die Bildung von intermetallischen Ausscheidungen an den Korngrenzen. Bei langsamer Abkühlung bilden sich grobe Ausscheidungen, weshalb diese Legierungen nur als Druckguss verarbeitet werden. Die Kriecheigenschaften sind gegenüber der Legierungsgruppe AS verbessert. Die Seltenen Erden werden aufgrund der hohen Kosten in Form von Mischmetall zulegiert. Aufgrund der Materialkosten werden diese Legierungen nur bei speziellen Anwendungen bei höheren Temperaturen eingesetzt, wo es auf gute Warmfestigkeit und Kriechbeständigkeit ankommt.

Tabelle 2-6: Ausgewählte Magnesiumlegierungen mit Aluminium und Seltenen Erden als Hauptlegierungselemente

Legierung	Zusammensetzung nach ASTM	Anwendung	Zugfestigkeit [MPa]
AE42	Mg-4%Al-2%SE	Druckgusslegierung, hochtemperaturbeständig	225

2.4.5 Mg-Th-Zr (HK)

Die Legierungen mit Thorium und Zirkon als Zusatzelemente zeichnen sich durch gute Festigkeitseigenschaften und höchste Kriechbeständigkeit aus, die von den anderen Legierungssystemen bisher nicht erreicht werden können. Die Guss- und Schmiedelegerungen werden für Hochtemperaturanwendungen bis 350°C im Triebwerks- und Raketenbau eingesetzt. Diese Legierungen werden nur für spezielle Anwendungen verwendet, da Thorium leicht radioaktiv ist. Dieses Element kann z.B. durch den Zusatz von Seltenen Erden aber annähernd ersetzt werden.

Tabelle 2-7: Ausgewählte Magnesiumlegierungen mit Thorium und Zirkon als Hauptlegierungselemente /KAM1/

Legierung	Zusammensetzung nach ASTM	Anwendung	Zugfestigkeit [MPa]
HK31	Mg-3%Th-1%Zr	Getriebegehäuse, hochtemperaturbeständig bis 350°C	186 (T6)

2.4.6 Mg-Zn-SE-Zr (ZE)

Die Legierungen dieser Gruppe sind kriechbeständig bis mindestens 200°C. Sie weisen einen Zinkgehalt von 3-6 Gew.% auf. Der Gehalt an Seltenen Erden erreicht ca. 2 Gew.%. Durch Kornfeinung verbessert sich die Zugfestigkeit deutlich bei gleichbleibender Duktilität.

Ein geringerer Zinkgehalt verbessert die Kriech- und Korrosionsbeständigkeit. Mit der Legierung MEZ wurde eine neue Druckgusslegierung mit guten mechanischen Eigenschaften bis 177°C entwickelt, deren Kriechbeständigkeit sogar die der Legierung AE42 übertrifft /KIN1/.

Tabelle 2-8: Ausgewählte Magnesiumlegierungen mit Seltenen Erden, Zink und Zirkon als Hauptlegierungselemente /KAM1, MEL1/

Legierung	Zusammensetzung nach ASTM	Anwendung	Zugfestigkeit [MPa]
EZ41	Mg-4%SE-1%Zn	hochtemperaturbeständig	
ZE33	Mg-2,5%SE-2%Zn-0,4%Zr	Gusslegierung, kriechbeständig, Einsatz für druckbeständige und schweißbare Teile	138
MEZ	Mg-2,5%SE-0,35%Zn-0,3%Mn	Druckgusslegierung, sehr gute Kriechbeständigkeit	

2.4.7 Mg-Y-SE-Zr (WE)

Diese Legierungen wurden entwickelt, um den Einsatz von Thorium reduzieren zu können. Die Seltenen Erden und Yttrium bilden mit Magnesium nach Lösungsglühen und Warmauslagern (T6) fein verteilte Ausscheidungen, die für die guten Festigkeitseigenschaften sorgen. Gegen Überalterung sind die Legierungen hoch beständig. Sie zeichnen sich durch hohe Festigkeit und Kriechbeständigkeit aus, die bei den meisten Anwendungen ausreichen, jedoch immer noch etwas geringer sind als bei den thoriumhaltigen Legierungen. Die Legierungen dieser Gruppe sind gut gießbar. Aufgrund des hohen Gehalts an Yttrium und Seltenen Erden sind diese Legierungen sehr teuer und werden deshalb auch nur bei Anwendungen im Hochtemperaturbereich eingesetzt.

Die Legierungen WE54 und WE43 werden für spezielle Hochtemperaturanwendungen eingesetzt. WE54 ist eine Legierung mit sehr guten Festigkeitseigenschaften bei gleichzeitig genügender Duktilität. Ein geringerer Yttriumgehalt verringert auch die Gefahr des Überaltens (WE43). Zwar verringert sich dadurch gleichzeitig auch die Festigkeit, aber die Kriechbeständigkeit erreicht bis 300°C annähernd die Werte von thoriumhaltigen Legierungen.

Tabelle 2-9: Ausgewählte Magnesiumlegierungen mit Seltenen Erden, Yttrium und Zirkon als Hauptlegierungselemente /KAM1, MEL1/

Legierung	Zusammensetzung nach ASTM	Anwendung	Zugfestigkeit [MPa]
WE43	Mg-4%Y-3%SE-0,5%Zr	Guss/Knetlegierung, hochtemperaturbeständig bis 300°C, gute Korrosionsbeständigkeit, Einsatz für Getriebegehäuse	221 (T6)
WE54	Mg-5,25%Y-3,5%SE-0,5%Zr	Guss/Knetlegierung, hochwarmfest bis 300°C, gute Korrosionsbeständigkeit	255 (T6)

2.4.8 Mg-Ag-SE (QE)

Silber verbessert das Ausscheidungsverhalten von Magnesiumlegierungen mit Seltenen Erden. Dadurch kann die Kriechbeständigkeit noch weiter verbessert werden. Diese Legierungen sind durch ihren Anteil an Silber und neodymreichen Seltenen Erden ebenfalls recht teuer. Aufgrund des großen Unterschieds im Elektrodenpotenzial zwischen Silber und Magnesium besitzen sie keine guten Korrosionseigenschaften. Durch einen 2,5%-igen Zusatz von Silber kann deren Zugfestigkeit enorm erhöht wer-

den. Grund dafür ist die Bildung fein verteilter $Mg_{12}Nd_2Ag$ -Ausscheidungen. Aufgrund ihrer guten mechanischen Eigenschaften, die Werte von Aluminiumlegierungen erreichen, werden sie hauptsächlich in der Luftfahrt genutzt. Aus QE22 werden Getriebegehäuse in Hubschraubern, z.B. im Eurofighter 2000, eingesetzt. Höher temperaturbeständige Teile werden unter anderem aus EQ21 hergestellt, wobei die Festigkeit sogar die von Aluminiumlegierungen übersteigen kann /ZEU1/.

Tabelle 2-10: Ausgewählte Magnesiumlegierungen mit Silber und Seltenen Erden als Hauptlegierungsbestandteilen

Legierung	Zusammensetzung nach ASTM	Anwendung	Zugfestigkeit [MPa]
EQ21	Mg-2%SE-0,4%Zr-1,5%Ag	Gusslegierung, hochtemperaturbeständig	234 (T6)
QE22	Mg-2%SE-0,4%Zr-2%Ag	Gusslegierung, hochtemperaturbeständig, warmfeste Bauteile für Automobilindustrie und Raumfahrt	241 (T6)

2.4.9 Mg-Li-Al-Legierungen (LA)

Ein hoher Li-Gehalt ermöglicht eine Gitterumwandlung zu einer kubischen Struktur. Dadurch wird die Kaltumformbarkeit und auch die Duktilität enorm verbessert. Durch Zusatz des Leichtmetalls Lithium ($\rho = 0,53 \text{ g/cm}^3$) wird die Dichte der Magnesiumlegierungen noch weiter verringert. Allerdings sind diese Legierungen nur wenig korrosionsbeständig. Die Festigkeit reiner Mg-Li-Legierungen ist besonders bei hohen Lithiumgehalten gering, lässt sich aber durch die Zugabe von Aluminium durch Mischkristallverfestigung und die Bildung von Ausscheidungen verbessern. Die Legierungen dieser Gruppe befinden sich momentan im Forschungsstadium /KAM1/.

Tabelle 2-11: Übersicht über lithiumhaltige Magnesiumlegierungen /KAM1/

Legierung	Zusammensetzung nach ASTM	Anwendung	Zugfestigkeit [MPa]
LA141	Mg-14%Li-1%Al	Knetlegierung mit krz-Gitterstruktur, hohe Dehnfähigkeit (10%) bei geringer Festigkeit	130 (T7)

2.5 *Korrosionsbeständigkeit von Magnesiumlegierungen und deren Verbesserung durch Oberflächenbehandlungen*

2.5.1 **Korrosion von Magnesium**

Wie im vorigen Kapitel bereits erwähnt, ist Magnesium durch sein stark elektronegatives Potenzial sehr anfällig gegen Korrosion. Verunreinigungen durch edlere Phasen wirken als mikrogalvanische Elemente im Kontakt mit bestimmten Elektrolyten. Eisen, Kupfer und Nickel sind Metalle, die ausnahmslos edler sind als Magnesium. Für diese Elemente existieren Toleranzlimits unterhalb derer die Korrosionsrate kaum, oberhalb aber sprunghaft ansteigt. Dieses Limit kennzeichnet jeweils die Löslichkeitsgrenze des betreffenden Elements im Magnesium, ab der das betreffende Element in der Magnesiummatrix als feine Ausscheidungen vorliegt. Dies ist ein Hauptgrund für die schlechte Korrosionsbeständigkeit der herkömmlichen Magnesiumlegierungen. Beispielsweise führt die Anwesenheit von Chloridionen zu einem raschen Korrosionsangriff. Meist geht die Korrosion von lokal begrenzten Bereichen aus, welche in ihrer Wirkung problematischer als Flächenkorrosion sind, da auch die Schäden lokal begrenzt sind und nur schwer rechtzeitig erkannt werden können. Neben galvanischer Korrosion tritt auch interkristalline Korrosion auf, die von edleren Ausscheidungen an Korngrenzen oder Lokalelementen hervorgerufen wird. Wasserstoffversprödung und Hochtemperaturkorrosion treten ebenfalls in Erscheinung. Spannungsrisskorrosion ist eher selten /TRO1, BUE1/.

Die Entwicklung entsprechend hochreiner Legierungen verbessert die Korrosionsbeständigkeit enorm und kann Werte von gängigen Aluminiumlegierungen erreichen oder sogar übertreffen. So ist die Korrosionsbeständigkeit der hochreinen Legierung AZ91E bereits 10 bis 100 mal höher als bei AZ91 mit Standardreinheitsgrad.

In wässriger Umgebung reagiert Magnesium intensiv in einer *elektrochemischen Reaktion* unter Bildung von Magnesiumhydroxid und Wasserstoff. Sauerstoff spielt eine große Rolle bei der Korrosion an Luft.

Gesamtreaktionsgleichung: $\text{Mg} + 2 \text{H}_2\text{O} \rightarrow \text{Mg}(\text{OH})_2 + \text{H}_2$

Teilreaktionen: $\text{Mg} \rightarrow \text{Mg}^{2+} + 2 \text{e}^-$ (anodische Reaktion)

$2\text{H}_2\text{O} + 2 \text{e}^- \rightarrow \text{H}_2 + 2 \text{OH}^-$ (kathodische Reaktion)

$\text{Mg}^{2+} + 2 \text{OH}^- \rightarrow \text{Mg}(\text{OH})_2$ (Produktbildung)

Bei Magnesiumlegierungen wurden die *Korrosionsreaktionen* noch nicht sehr umfangreich untersucht, es wird aber davon ausgegangen, dass auch sie sich wie reines Mg verhalten.

Das *wirkliche Korrosionspotenzial* von Magnesium liegt bei $-1,7\text{ V}$ in 3-6 %-iger NaCl-Lösung (siehe Tabelle 2-12). Der Unterschied zwischen theoretischem und wirklichem Korrosionspotenzial wird verursacht durch die Bildung eines Schutzfilms aus $\text{Mg}(\text{OH})_2$ auf der Oberfläche. Der Schutzfilm kann die Mg-Legierungen bei den meisten Anwendungen an Luft recht gut schützen. Die passivierende Wirkung ist jedoch nicht so stabil wie bei Aluminium oder rostfreien Stählen.

Aluminiumhaltige Magnesiumlegierungen bilden einen Schutzfilm aus MgO und Mg-Al-Oxiden. Mit steigendem Aluminiumgehalt in der Legierung nimmt die Dicke der Mg-Al-Oxidschicht zu und der Schutzfilm wird dichter und stabiler.

Tabelle 2-12: Freies Korrosionspotenzial in 3-6 %-iger NaCl-Lösung /THO1/

Metall	Potenzial (V_{SCE})
Mg	-1,73
verzinkter Stahl	-1,14
Al (99,99%)	-0,85
AlSi12	-0,83
Gußeisen	-0,73
rostfreier Chromstahl, aktiv	-0,43
rostfreier Chromstahl, passiv	-0,13

Die Magnesiummatrix wirkt zu weiteren Phasen normalerweise anodisch und zeigt dementsprechend einen Korrosionsangriff durch anodische Metallauflösung. Bei Mg-Al-Legierungen bildet sich besonders an Korngrenzen die intermetallische Phase $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ aus. Wenn der Volumenanteil an $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ gering ist, wirkt es als galvanische Kathode und erhöht die Korrosion, bei größerem Anteil wirkt es als anodische Sperre und hemmt die Korrosion der Legierung. Der Eisenanteil ist bei diesen Legierungen gering zu halten, da die Phase FeAl eine der am stärksten schädlichen kathodischen Phasen für Magnesium ist. Die Korngröße und die Phasenverteilung beeinflussen die Korrosionsbeständigkeit ebenfalls. Kornfeinung verbessert die Korrosionsbeständigkeit, da aufgrund der geringeren Anodenfläche die Korrosionsstromdichte niedriger ist /UZA1, KAR1, SON1 SUB1/.

2.5.2 Korrosionsschutz von Magnesiumlegierungen

Bei hochreinen Magnesiumlegierungen liegt der Anteil an Verunreinigungen unterhalb der Toleranzgrenzen für eine hohe Korrosionsrate. Ein hoher Reinheitsgrad der Legierungen verbessert deshalb das Korrosionsverhalten von Magnesiumlegierungen. Einige Legierungselemente verringern die galvanische Korrosion. Das Standardpoten-

zial der Seltenen Erden liegt in der Nähe von Magnesium und verbessert die Korrosionseigenschaften ebenso wie Aluminium. Bei sorgfältigem Ablauf der Gießprozesse und des Bearbeitungsprozesses gelangen keine Verunreinigungen an die Oberflächen und die Korrosionsbeständigkeit ist für Magnesiumlegierungen hoch. Kontaktkorrosion kann durch Vermeidung eines elektrischen Kontaktes zwischen den Legierungen und von Elektrolytansammlungen an der Kontaktstelle konstruktiv minimiert werden. /OLS1/ gibt einige Vorschläge für solche Konstruktionen. Auch Aluminiumschrauben lassen Magnesiumlegierungen korrodieren. Als Ergebnis von Oberflächenbehandlungen kann die Korrosionsbeständigkeit durch die Ausbildung von Schutzfilmen zusätzlich verbessert werden. Die Oberfläche kann anodisiert werden, um stabile keramische Schichten (z.B. ANOMAG) zu erhalten oder es werden chemische Schichten aufgebracht. Weitere Oberflächenbehandlungsverfahren wie Ionenimplantation, Laserbearbeitung, Lackieren und Plattieren werden ebenfalls zum Korrosionsschutz von Magnesiumlegierungen eingesetzt /STA1, HAY1, HYD1/.

3 Theoretische Grundlagen

Einige Hochleistungslasersysteme werden hier vorgestellt, wobei der Schwerpunkt bei der Beschreibung auf das Beschichten und das Schweißen gelegt wird, da diese beiden Verfahren Gegenstand dieser Arbeit sind.

3.1 Lasersysteme

Die heutzutage in der Materialbearbeitung als Hochleistungslaser eingesetzten Lasersysteme werden hier kurz beschrieben. Eine ausführlichere Darstellung findet man in der in diesem Kapitel angegebenen Literatur.

CO₂-Laser senden Licht in einer Wellenlänge von 10,6 µm aus und können eine maximale Ausgangsleistung von über 20 kW erreichen. Neben gasgeströmten CO₂-Lasern gibt es auch diffusionsgekühlte CO₂-SLAB-Laser mit einer verfügbaren maximalen Leistung von 3,5 kW, die sich durch eine kompakte Bauweise und sehr gute Strahlqualität auszeichnen. Da Glas Licht dieser Wellenlänge absorbiert, ist eine Strahlführung für CO₂-Laser nur mit Spiegelsystemen zu realisieren.

Die Wellenlänge des Nd:YAG-Festkörperlaser beträgt 1,06 µm. Die Strahlqualität ist bei gleicher Leistung geringer als bei CO₂-Lasern, dafür ist der Absorptionsgrad bei den meisten metallischen Werkstoffen aufgrund der kürzeren Wellenlänge höher. Auf dem Markt stehen momentan Lasergeräte bis max. 4 kW Leistung zur Verfügung. Nd:YAG-Laser wurden bisher überwiegend mit Blitzlampen gepumpt, seit einiger Zeit werden für die Anregung auch verstärkt Laserdioden eingesetzt. Sie sind gut in Bearbeitungsstationen integrierbar, da die Strahlführung im allgemeinen über flexibel führende Glasfasern erfolgt. Der Fokussdurchmesser ist proportional dem Faserdurchmesser. Lampengepumpte Laser hoher Leistung lassen sich in Fasern mit 600 µm Faserdurchmesser einkoppeln. Dioden erreichen gegenüber Blitzlampen einen höheren Anregungswirkungsgrad, weil das Lichtspektrum der Laserdioden schmalbandiger ist und dem benötigten Anregungsspektrum besser entspricht als dies bei den herkömmlichen Bogen- oder Blitzlampen der Fall ist. Der Wärmeumsatz im Laseraktiven Medium ist somit geringer, was zu einem höheren Wirkungsgrad und einer besseren Fokussierbarkeit führt. Je höher die Fokussierbarkeit ist, desto geringer kann der Querschnitt der strahlführenden Glasfaser gewählt werden. Bei diodengepumpten Nd:Yag Lasern ist ein Faserdurchmesser von 400 µm möglich. Außerdem beträgt die Lebensdauer der Dioden mit ca. 10.000 Stunden das fünf- bis zehnfache im Vergleich zu Blitzlampen. Die weitere Entwicklung hinsichtlich Verbesserung der Strahlqualität führte zur Entwicklung des Scheibenlasers mit einer sehr guten Fokussierbarkeit, der in Fasern mit einem Durchmesser von 100 µm eingekoppelt werden kann.

Mit kürzerer Wellenlänge steigt gewöhnlich die Absorption in Metallen an und es kann ein größerer Anteil von der Strahlenergie zur Bearbeitung umgesetzt werden. Deshalb und auch aufgrund der flexiblen Strahlführung mittels Glasfasern nahm in den letzten Jahren der Anteil an Festkörperlaser für industrielle Applikationen stetig zu. Damit verbunden ist auch das Bestreben Diodenlaser mit einer noch geringeren Wellenlänge herzustellen. Diodenlaser können Laserstrahlung in verschiedenen Wellenlängen im Bereich von 0,6-1,6 μm abgeben. Hochleistungsdiodenlaser sind kommerziell bis 6 kW erhältlich. Erfahrungen im Bereich Löten, Härten und Schweißen liegen bereits vor. Ihr einfacher Aufbau und ihre kompakte Bauweise erlauben eine unproblematische Integration in Fertigungsanlagen. Sie zeichnen sich durch einen hohen Wirkungsgrad aus (30-50 % elektrisch-optisch). Ihre Wellenlänge erlaubt eine Übertragung des generierten Laserlichts mit Fasern. Da aber bauartbedingt das Strahlprofil asymmetrisch und die Strahlqualität relativ schlecht ist, gelingt das Einkoppeln in Fasern von 600 μm Durchmesser mit hohen Leistungsverlusten und nur bei niedrigeren Leistungen (3 kW Ausgangsleistung). Um aufgrund dieser Strahlqualität die benötigten Leistungsdichten zu erreichen, muss das Laserlicht deshalb mit Optiken geringer Brennweite fokussiert werden. Dies hat einen geringen Arbeitsabstand zur Folge, was sich besonders bei hohen Leistungen nachteilig auswirkt. Die Ziele für die weitere Entwicklung sind deshalb die Verbesserung der Strahlqualität, um Optiken größerer Brennweiten einsetzen zu können und die Verringerung der Verluste beim Einkoppeln in die Faser /BEN1, FOE1, HAA1, HUE1,2, KLI1, LOO1/.

In der Tabelle 3-1 sind einige Laserarten für die Materialbearbeitung mit ihrer Wellenlänge und ihrem Wirkungsgrad angegeben.

Tabelle 3-1: Wellenlängen und Wirkungsgrade von CO₂-, Nd:YAG- und Diodenlaser /FOE1/

Laserart	Wellenlänge λ in μm	Wirkungsgrad η in %
CO ₂	10,6	5 – 15
Nd:YAG, lampengepumpt	1,06	1 – 5
Nd:YAG, diodengepumpt	1,06	10 – 20
Diodenlaser	0,6 – 1,6	bis 30

3.2 Allgemeines zur Laserbearbeitung

Die Laserentwicklung schreitet vor allem im Bereich der Hochleistungslaser kontinuierlich und schnell voran. Die hohe Energiedichte der Laserstrahlung ermöglicht eine hohe Bearbeitungsgeschwindigkeit. Laser sind gut in einen automatisierten Bearbei-

tungsprozess integrierbar, arbeiten berührungsfrei und sind dadurch wartungsarm und nahezu verschleißfrei. Der Laserstrahl lässt sich auf geringe Durchmesser fokussieren. Dadurch können schmale Schweißnähte mit hohem Nahtformfaktor verwirklicht werden, die kaum nachgearbeitet werden müssen. Schmale Schweißnähte erfordern ein geringes Spaltmaß, was nur durch hohe Präzision der zu schweißenden Bauteile möglich wird. Der Strahldurchmesser kann variabel auch größere Durchmesser erreichen, wobei die Energiedichte gleichzeitig sinkt. Durch die hohe Bearbeitungsgeschwindigkeit ist der Wärmeeintrag in das Bauteil nur minimal, wodurch nur geringer Verzug auftritt. Die hohe Präzision erlaubt auch die gezielte Bearbeitung nur an notwendigen Stellen, während an anderen Bereichen die Duktilität erhalten bleibt.

Aufgrund der hohen Energieverluste, die beim Generieren der Laserstrahlung auftreten, ist der Wirkungsgrad der Laser relativ gering. Dessen Verbesserung ist ein Schwerpunkt bei der Weiterentwicklung der Lasersysteme. Bei der Herstellung von Lasersystemen ist eine hohe Präzision und Sorgfalt notwendig. Die Anschaffungskosten und auch die laufenden Betriebskosten sind recht hoch. Der Einsatz eines Lasers in der Materialbearbeitung wird sinnvoll, wenn eine Bearbeitung mit anderen Verfahren nicht möglich ist, ein hoher Automatisierungsgrad gefordert ist, komplizierte Strukturen in kleinen Stückzahlen gefertigt werden sollen oder die Gesamtkosten eines Bauteils reduziert werden können, zum Beispiel durch hohe Bearbeitungsgeschwindigkeiten oder aber die verringerte Notwendigkeit der Nachbearbeitung. Einige Vor- und Nachteile des Lasers in der Materialbearbeitung seien hier kurz genannt:

Vorteile

- ◆ Berührungsloser Prozess
- ◆ Verschleißfrei
- ◆ Geringer Strahldurchmesser, Energiedichte durch Defokussieren leicht zu variieren
- ◆ Hohe Präzision
- ◆ Geringer Wärmeeintrag in das Bauteil, verbunden mit geringem Verzug
- ◆ Hohe Bearbeitungsgeschwindigkeit, schlanke Schweißnähte mit hohem Nahtformfaktor sind möglich
- ◆ Gute Automatisierbarkeit

Nachteile

- ◆ Geringer Wirkungsgrad (siehe Tabelle 3-1)
- ◆ Hohe Anschaffungskosten, hohe laufende Kosten (Strom, Kühlung)
- ◆ Bearbeitung großer Flächen aufwändig

Je nach verwendeter Intensität kann man auf einer Oberfläche unterschiedliche Wirkungen des Laserstrahls erreichen, die für verschiedene Laserbearbeitungsverfahren genutzt werden können. (Abbildung 3-1). Durch die typische, hohe Abkühlgeschwindigkeit eignen sich Laser zum Härten geeigneter Werkstoffe. Eine Intensität von 10^3 W/cm^2 reicht dazu aus. Zum Aufschmelzen der Oberfläche oder zum Beschichten bzw. Auftragsschweißen ist eine höhere Intensität erforderlich /HUE2/.

Bei den bisher genannten Verfahren wird eine flächige Bearbeitungen angestrebt und der Laserstrahl deshalb defokussiert eingesetzt. Zum Schweißen muss der Laserstrahl eine höhere Leistungsdichte erreichen. Zunächst kommt es zum Wärmeleitungsschweißen. Oberhalb eines kritischen Wertes kommt es zu einem starken Anstieg der Schweißtiefe durch den sogenannten Tiefschweißeffect. Steigt die Intensität allerdings noch weiter an, wird die Laserstrahlung durch die vermehrte Plasmabildung wieder stärker abgeschirmt und die Einschweißtiefe nimmt ab. Darauf wird im Kapitel 4.2 noch näher eingegangen.

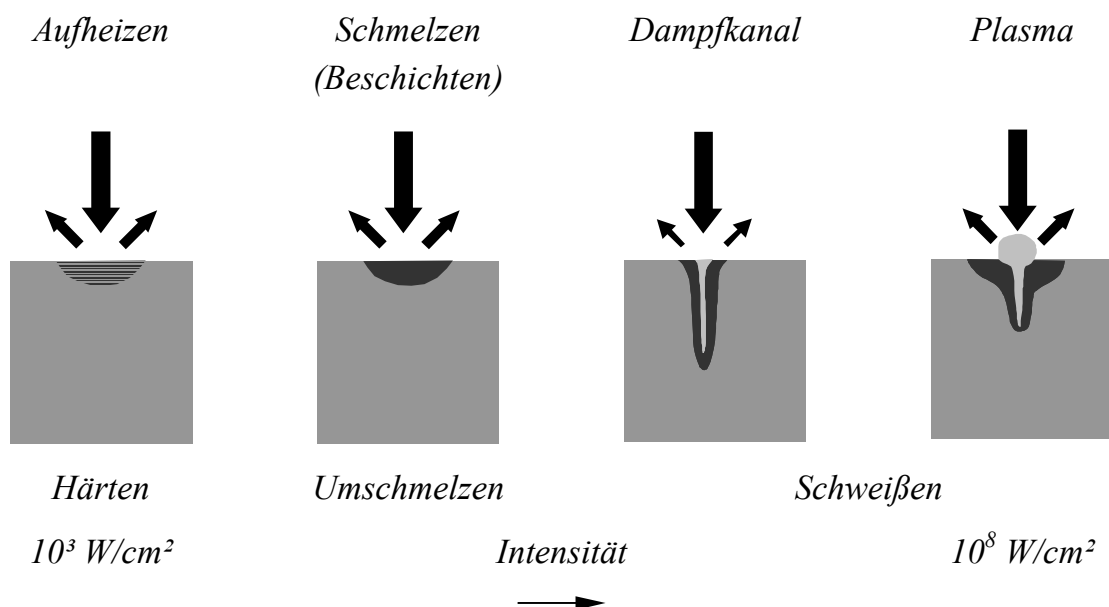


Abbildung 3-1: Wechselwirkungsprozesse zwischen Laserstrahl und Werkstück in Abhängigkeit von der Leistungsdichte am Werkstück /HUE2/

3.2.1 Laserhärten

Umwandlungsfähige Werkstoffe, wie martensitische Stähle, werden mit dem Laser auf Temperaturen oberhalb ihrer Umwandlungstemperatur, aber unterhalb ihrer Schmelztemperatur erhitzt. Die anschließende rasche Abkühlung sorgt im laserbehandelten Bereich an der Oberfläche für ein martensitisches Gefüge. Der Einsatz von Hochleistungslasern zum Härten kann auf einer relativ breiten Fläche mit hoher Prozessgeschwindigkeit erfolgen, da die benötigte Energiedichte, wie bereits erwähnt,

gering ist. Die Einhärtetiefe kann je nach Werkstoff 2-3 mm betragen. Mit dem Laser ist es möglich, gezielt und nur an den notwendigen Stellen zu härten, während an anderen Bereichen die Duktilität bei Bedarf erhalten bleiben kann. Diese gezielte thermische Belastung führt nur zu geringem Verzug, weshalb das Laserhärten am bereits fertig bearbeiteten Bauteil erfolgen kann.

3.2.2 Laserumschmelzen

Die für die Laserbearbeitung typische, rasche Abkühlung führt an laserumgeschmolzenen Oberflächen zur Ausbildung eines sehr feinkörnigen Gefüges, wodurch die Härte und die Festigkeit gesteigert werden. Mit Hilfe des Laserumschmelzens kann so die Verschleißbeständigkeit verbessert werden. Bei diesem Verfahren wird die zu behandelnde Oberfläche kurzzeitig auf Temperaturen oberhalb der Schmelztemperatur erhitzt und kühlt anschließend rasch ab, wobei sich auch ein metastabiler Gefügezustand (z.B. Ledeburit bei Gusseisen) bilden kann. Ein Zusatzwerkstoff wird hierbei nicht verwendet (siehe Abbildung 3-2a). Lediglich Schutzgas wird eingesetzt, wenn Oxidbildung vermieden werden soll. Die Oberfläche wird gleichzeitig auch gereinigt, da auf der Oberfläche befindliche Verunreinigungen verdampfen.

3.2.3 Laserlegieren

Zur Veränderung der Eigenschaften an der Substratoberfläche werden pulverförmige Zusatzwerkstoffe in die Oberfläche eingebracht, die mit dem Substratwerkstoff oder auch untereinander Reaktionen (z.B. intermetallische Phasen) eingehen. Hierbei können einzelne Bereiche an der Oberfläche gezielt dort legiert werden, wo dies benötigt wird. Der pulverförmige Zusatzwerkstoff wird mit einer Düse direkt in den Bearbeitungsbereich des Lasers eingebracht und mit dem Laser zusammen mit der Substratoberfläche umgeschmolzen. (siehe Abbildung 3-2b). Gase können ebenfalls als Zusatzwerkstoff verwendet werden [WEI1, GAL1].

3.2.4 Laserdispergieren

Zu einer Verbesserung der Verschleißbeständigkeit können Hartstoffpartikel in die Substratoberfläche eingebracht werden. Beim Laserdispergieren (siehe Abbildung 3-2c) wird dies realisiert, in dem die Oberfläche des Substrates angeschmolzen wird und die Hartstoffpartikel durch die Konvektion des Schmelzbades in die Matrix eingelagert werden. Sie werden dabei selbst maximal angeschmolzen, um den Kontakt zur Matrix zu erhöhen. Die Hartstoffpartikel können entweder vorher auf die Oberfläche aufgebracht werden (zweistufig) oder die Partikel werden in einem einstufigen Verfahren über eine Pulverdüse zum Bearbeitungsort transportiert.

3.2.5 Laserbeschichten

Das Laserbeschichten kann dem Auftragsschweißen mit Laserstrahl als Energiequelle und Pulver oder Draht als Schweißzusatz zugeordnet werden. Die hohe Energiedichte, die mit Hochleistungslasern erreicht werden kann, erlaubt eine hohe Bearbeitungsgeschwindigkeit. Die kurze Einwirkzeit der Laserenergie führt zu einer hohen Abkühlrate und es bildet sich ein feinkörniges Gefüge aus. Dieses Verfahren ist mit dem Laserlegieren verwandt. Der Unterschied besteht darin, dass der Anteil an Zusatzmaterial höher ist, damit ein Schichtaufbau erreicht werden kann (Abbildung 3-2d). Die Aufmischungsrate soll hierbei möglichst gering sein, um die Eigenschaften an der beschichteten Oberfläche möglichst unabhängig vom Grundwerkstoff zu machen. Die entstehenden Schichten können in einem Bearbeitungsschritt bis zu 2 mm Dicke erreichen. Dickere Schichten können durch das Auftragen mehrerer Schichten übereinander generiert werden. Die Schichten sind dicht und aufgrund des schmelzmetallurgischen Verbundes mit dem Substrat ist die Haftung sehr gut. Durch die Aufmischung müssen die Zusatzwerkstoffe jedoch mit dem Grundmaterial gut verträglich sein. Bilden sich z.B. im Aufmischungsbereich intermetallische Phasen aus, kann es zu hohen Härten, und somit zu einer Versprödung verbunden mit Rissbildung kommen. Ist andererseits die Schmelztemperatur des Beschichtungsmaterials wesentlich höher als die des Substrats, vermischt sich der Zusatzwerkstoff stark mit dem Substrat, wodurch die Eigenschaften der Schicht wie beim Laserlegieren auch vom Grundwerkstoff beeinflusst werden.

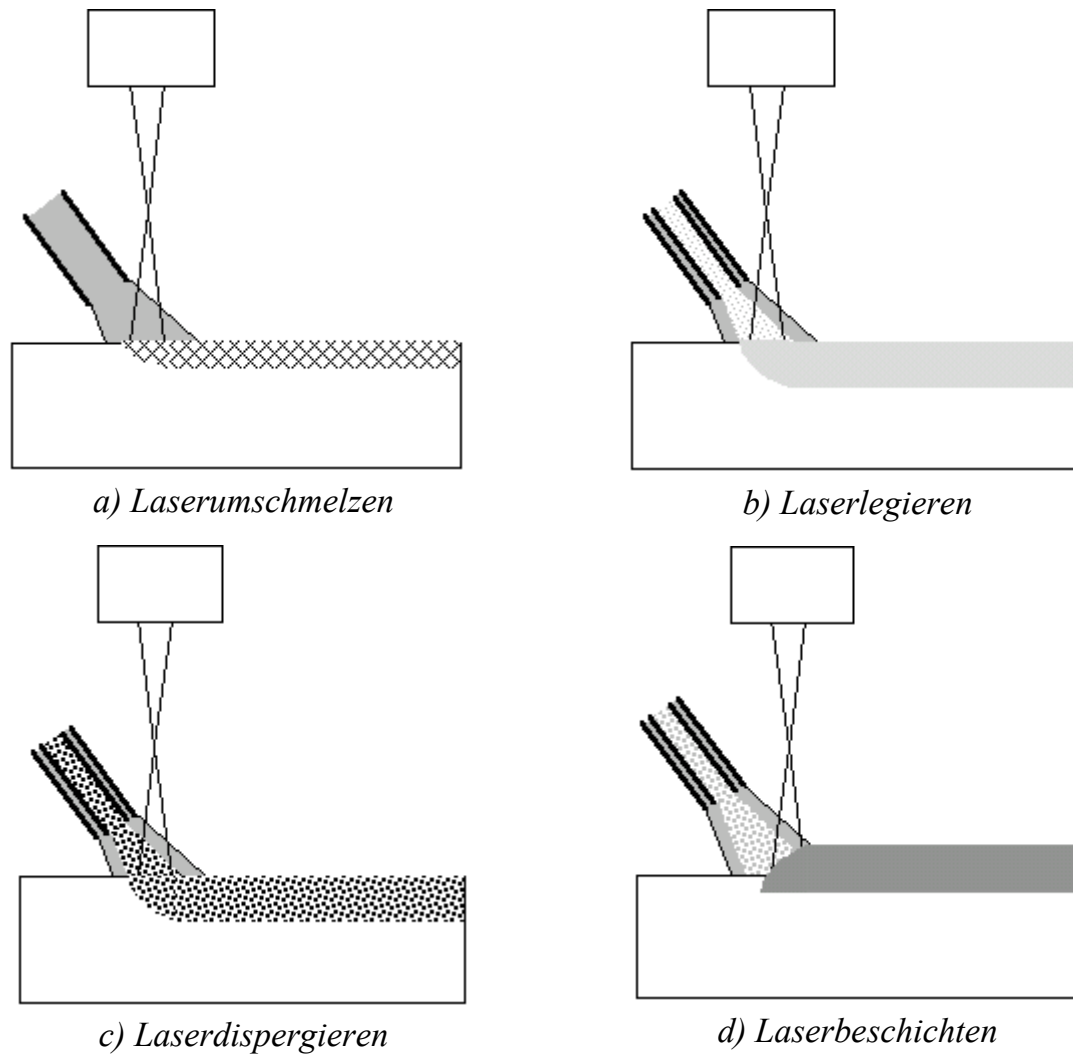


Abbildung 3-2: Schematische Darstellung der laserunterstützten Oberflächenbearbeitungsverfahren

Dieses Verfahren wird zur Beschichtung von Stählen, Kupfer-, Aluminium- oder Magnesiumlegierungen hauptsächlich zur Verbesserung der Verschleißbeständigkeit oder zu Reparaturzwecken angewendet. Zum Beispiel können die Laufbuchsen von Aluminiumkurbelgehäusen mit einer Aluminiumlegierung höheren Siliziumgehalts zur Verbesserung der Verschleißbeständigkeit innen beschichtet werden [ARN1]. Der Einfluss der einzelnen Prozessparameter wird in Kapitel 4.2.2 näher erläutert.

Das Verfahren des Laseroberflächenbeschichtens kann ein- oder auch mehrstufig durchgeführt werden (siehe Abbildung 3-3). Beim mehrstufigen Prozess (a) wird zunächst das Pulver, z.B. durch thermisches Spritzen, auf die Bearbeitungsfläche aufgetragen. Anschließend wird das Pulver in einem zweiten Arbeitsgang mit dem Laser aufgeschmolzen, um eine schmelzmetallurgische Verbindung mit dem Grundwerkstoff herzustellen. Beim einstufigen Prozess (b) erfolgt der Pulverauftrag und das Schmelzen des Pulvers in einem Arbeitsgang direkt am Bearbeitungsort.

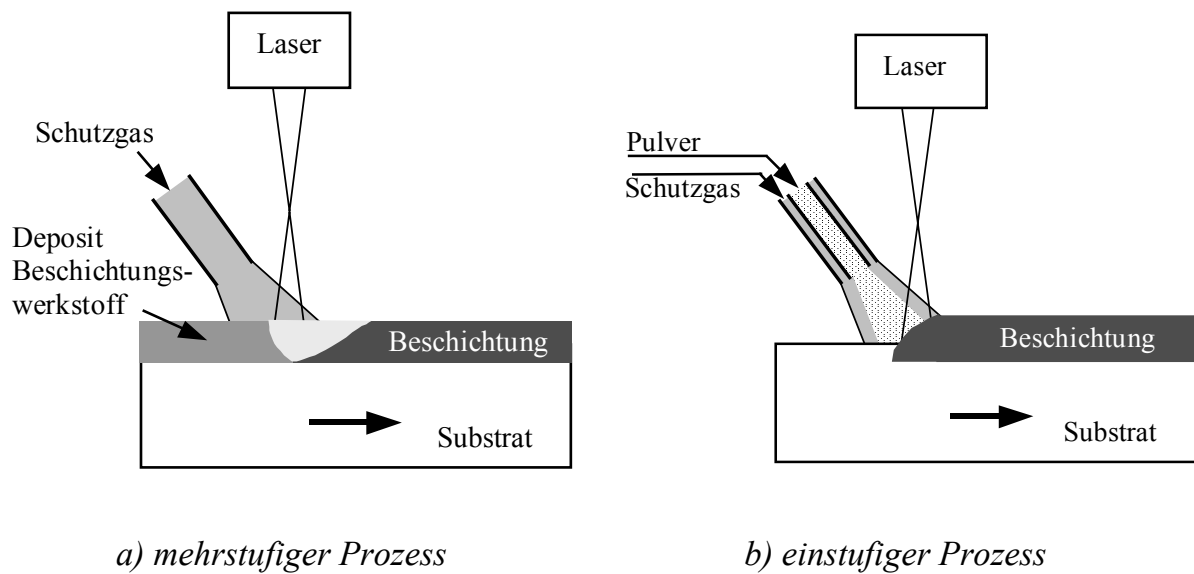


Abbildung 3-3: Schematische Darstellung der Laserpulverbeschichtung mit lateraler Pulverzufuhr

3.2.6 Laserschweißen mit pulverförmigem Zusatzwerkstoff

Das Laserpulverschweißen ist in Abbildung 3-4 schematisch dargestellt. Um eine ausreichende Leistungsdichte zu erreichen wird ein möglichst geringer Fokusdurchmesser angestrebt. Die hohe Energiedichte ermöglicht eine größere Vorschubgeschwindigkeit als beim Beschichten. Je nach Werkstoff und geforderter Schweißtiefe sind Geschwindigkeiten von mehr als 3 m/min leicht erreichbar. Dies wird durch den bereits beschriebenen Tiefschweißeffekt ermöglicht. Die Form der Schweißdüse weicht geringfügig von der Beschichtungsdüse ab, denn der Durchmesser beträgt am Düsenende nur 1 mm. Beim Schweißen wird ohne Zyklon gearbeitet, weshalb die Geschwindigkeit der Pulverpartikel beim Austritt aus der Düse höher ist. Die Pulverausnutzung ist dadurch beim Schweißprozess zwar geringer, aber so gelangen die Pulverpartikel bei hoher Vorschubgeschwindigkeit genügend tief in das Schmelzbad.

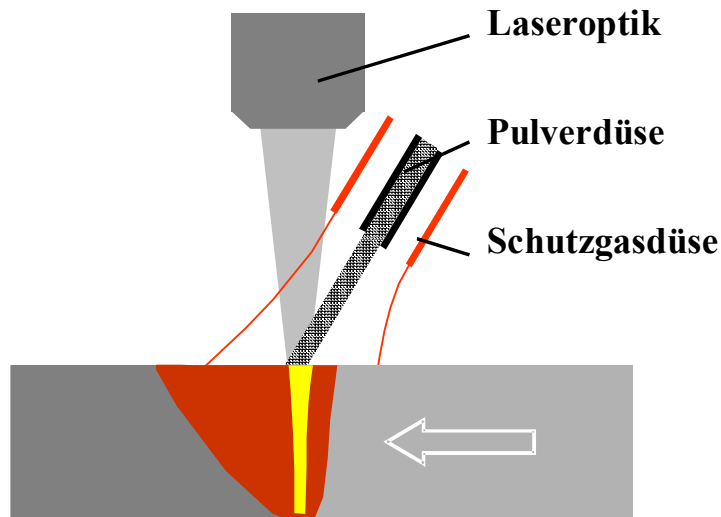


Abbildung 3-4: Laserschweißen mit der Pulvertechnologie

3.3 Weitere Oberflächenbehandlungsverfahren

Die Oberflächen von metallischen Bauteilen werden oft zum Verschleiß- oder Korrosionsschutz mit Beschichtungen versehen. Häufig werden chemische Verfahren wie Eloxieren, Phosphatieren und Chromatieren angewendet oder Lacke aufgebracht. Die Schichtdicken variieren dabei von wenigen Mikrometern bei den chemischen Verfahren und PVD bis hin zu mehreren Millimetern z.B. beim Auftragsschweißen. Das Feld der Oberflächenbehandlungsverfahren ist sehr umfangreich. Hier soll aber nur auf einige Beschichtungsverfahren näher eingegangen werden, von denen in der Tabelle 3-2 einige Merkmale zu einer Übersicht zusammengefasst sind. Deshalb erhebt die Auflistung keineswegs den Anspruch auf Vollständigkeit, sie soll lediglich helfen, das Laserbeschichten in dieses Feld einzuordnen.

Tabelle 3-2: Auswahl einiger Oberflächenbehandlungsverfahren und ihre Anwendung

Verfahren	Porosität	Haftung	Aufmischung	Anwendungsbeispiele
Eloxieren	dicht	sehr gut	keine	Verschleißschutz auf Metalloberflächen
PVD	dicht	sehr gut	keine	Verschleißschutz Korrosionsschutz
Flammspritzen	hoch	gering	keine	Reparaturbeschichtung medizinische Implantate Gleitlager
Hochgeschwindigkeitsflammspritzen (HVOF)	gering	gut	keine	Reparaturbeschichtung Verschleißschutz für Walzen Laufbuchsen
Laserlegieren	gering	-	100%	Verschleißschutz Korrosionsschutz
Auftragsschweißen	gering	gut	5-20%	Verschleißschutz (Zylinderlaufbuchsen) Reparaturbeschichtung

3.3.1 Auftragsschweißen

Der Zusatzwerkstoff in Form von Draht, Band oder Pulver wird mit oder ohne Zusatzmittel (z.B. Prozessgas) mit verschiedenen Energiequellen (Lichtbogen, Autogenflamme, Laser- oder Elektronenstrahl) aufgeschmolzen. Gleichzeitig wird auch das Substrat angeschmolzen, wodurch eine schmelzmetallurgische Verbindung zwischen Schicht und Substrat entsteht. Die Schichtdicke ist bei diesem Prozess variabel, da auch mehrere Schichten übereinander aufgebracht werden können. Es steht eine Vielzahl von Schweißzusatzwerkstoffen zur Verfügung, die der gewünschten Anwendung weitgehend angepasst werden können. Die Flächengröße ist variabel. Aufgrund der Wärmeeinbringung in das Substrat entstehen während des Prozesses Eigenspannungen und es kommt zum Verzug. Die Kosten werden durch den Zusatzwerkstoff und prozessspezifische Faktoren bestimmt. Das Verfahren wird angewendet, um Verschleiß- oder Korrosionsschutzschichten aufzubringen oder Reparaturen an Bauteiloberflächen vorzunehmen. Das Auftragsschweißen ist weit verbreitet, besonders die Verfahren mit Fülldraht und Pulver, da sie einen hohen Automatisierungsgrad aufweisen /BAC1/.

3.3.2 Thermisches Spritzen

Mit Hilfe des Thermischen Spritzens wird eine Beschichtung auf eine Oberfläche aufgebracht, die aus unterschiedlichen Werkstoffen bestehen kann. Die erreichbaren Schichtdicken liegen bei ca. 2 mm. Die Anwendungsmöglichkeiten sind sehr vielfältig. Die möglichen Ziele von Beschichtungen sind sehr vielfältig. Sie können dem Korrosions- und Verschleißschutz oder der Verbesserung der Wärmedämmung dienen. Es werden aber auch Isolatoren, leitfähige Materialien sowie Werkstoffe der Medizintechnik auf einen Grundwerkstoff beschichtet. Die Pulverpartikel werden erhitzt und in Richtung der Substratoberfläche beschleunigt. Die Schicht haftet dort durch mechanisches Verklammern, chemische Bindung, Van der Waals Kräfte und Diffusion. Vor dem Beschichten ist eine Vorbereitung der Substratoberfläche zur Verbesserung der Haftfähigkeit notwendig. Die Oberfläche muss gereinigt werden und das Aufrauen der Oberfläche, z.B. durch Sandstrahlen, verbessert zusätzlich die Haftfähigkeit der Schicht. Zur Herstellung thermischer Spritzschichten gibt es verschiedene Verfahren, die sich durch die Zufuhr des Zusatzwerkstoffes unterscheiden. Die einzelnen Prozesse sind in Abbildung 3-5 in einer Übersicht zusammengefasst.

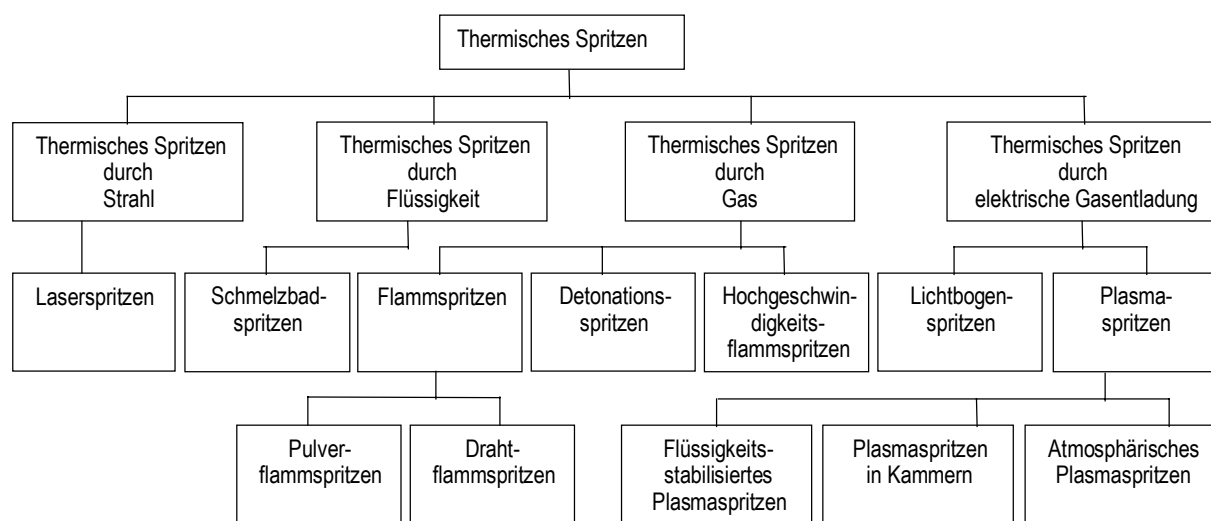


Abbildung 3-5: Übersicht der Verfahren des Thermischen Spritzens
(nach DIN EN 657)

Das *Pulverflammspritzen* ist in Abbildung 3-6 dargestellt. Es kommt zu keiner Aufmischung zwischen Schicht und Substrat. Die Schichten sind lamellar und heterogen aufgebaut, da sie mit den Gasen der Umgebungsatmosphäre reagieren können. Sie sind porös, mit Mikrorissen behaftet und haben anisotrope Eigenschaften. Die Ursache des lamellaren Schichtaufbaus ist die Oxidation einiger Partikel auf ihrem Weg zum Substrat. Der Einsatz von Inertgas als Atmosphäre verbessert die Homogenität der entstehenden Schichten. Mit Pulvern geringer Korngrößen (\varnothing 20 - 45 μm) wird eine bessere Schichtqualität erreicht als mit dem Einsatz größerer Partikel. Statt Pulver

kann beim Flamspritzen auch Draht als Zusatzwerkstoff verwendet werden /WOR1, BAC1/.

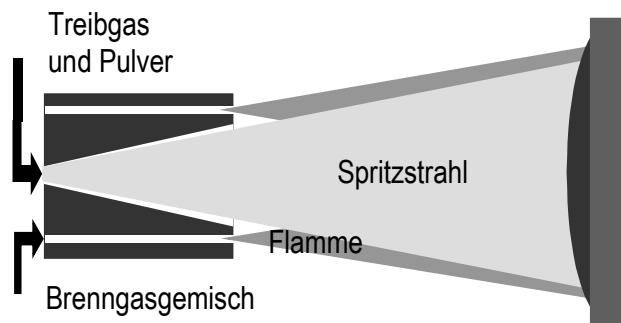


Abbildung 3-6: Schematische Darstellung des Pulverflamspritzens

Als Zusatzwerkstoffe werden u.a. verschiedene Stähle, Aluminium und Aluminiumlegierungen, Lagerwerkstoffe und Verbundschichten aus Metall oder Keramiken eingesetzt.

Beim *Plasmaspritzen* wird ein inertes Gas im Lichtbogen zu Plasma ionisiert, wodurch hohe Prozesstemperaturen erreicht werden. Dadurch können auch hochschmelzende Materialien als Schichtwerkstoffe eingesetzt werden. Bei reaktiven Materialien wird für den Prozess Edelgas eingesetzt, um unerwünschte Reaktionen der aufgeschmolzenen Partikel zu vermeiden. Die Schichtqualität kann durch Vakuumplasmaspritzen noch verbessert werden. Bauteile, die hohen Beanspruchungen ausgesetzt sind, werden durch das Aufbringen hochschmelzender Metalle oder auch Keramiken verschleißfester gemacht.

Beim *Hochgeschwindigkeitsflamspritzen* wird die Schichtqualität dem herkömmlichen Flamspritzen hinsichtlich Dichte und Haftfestigkeit durch eine höhere Partikelgeschwindigkeit deutlich verbessert. Hier wird die hohe Geschwindigkeit des ausströmenden Gases und die hohe Temperatur dazu genutzt, die Pulverpartikel aufzuschmelzen und mit höchster Geschwindigkeit in Richtung Grundwerkstoff zu beschleunigen. Die Schichten weisen eine gute Haftfähigkeit und geringe Porosität auf. Ihre Oberfläche ist glatt und bedarf nur geringer Nachbearbeitung. Die Korrosionsbeständigkeit ist sehr gut. Als Zusatzwerkstoffe werden Hartmetalle, Hartlegierungen und Oxidkeramiken sowie die Metalle Aluminium, Molybdän oder auch Kupfer verwendet.

Für das *Lichtbogenspritzen* können nur leitende Materialien als Zusatzwerkstoffe eingesetzt werden, aber keramische Materialien können auch leitend umhüllt werden. Der Lichtbogen wird zwischen zwei Drähten gezündet. Die abschmelzenden Partikel werden mit einem Zerstäubergas auf den Grundwerkstoff aufgespritzt. Die Handhabung

ist einfach und dieses Verfahren findet zahlreiche Einsatzmöglichkeiten. Die Investitions- und Betriebskosten sind relativ gering und die Auftragsrate hoch. Die Schichten werden zum Verschleißschutz eingesetzt. Als Grundwerkstoffe kommen niedrig- und hochlegierte Stähle, Lagerbronzen und Nichteisenmetalle zum Einsatz.

3.3.3 Dünnschichttechnologien

Je nach Art der Abscheidung werden die Dünnschichttechniken in PVD - (physikalische Abscheidung aus der Dampfphase) und CVD - Verfahren (chemische Abscheidung aus der Dampfphase) unterschieden. Als Schichtwerkstoffe lassen sich Metalle, Oxide, Karbide, Nitride, Boride u.a. verarbeiten. Es gibt unterschiedliche Verfahren, wie die notwendige Dampfphase erzeugt wird und die Partikel zur Substratoberfläche transportiert werden, an der sie sich ablagern und somit das Schichtwachstum einleiten können. An dieser Stelle sei auf /BAC1/ verwiesen, wo diese Verfahren ausführlich erklärt werden.

PVD

Die Abscheidung kann nur im Hochvakuum erfolgen. Targets aus Metall oder auch Nichtmetall werden dabei einem starken Beschuss von Ionen (meist Ar^+) ausgesetzt. Dadurch werden Atome aus der Oberfläche herausgeschlagen und in Richtung des gegenüberliegenden Grundwerkstoffes beschleunigt. Die Aufwachsrate ist abhängig vom Verfahren und erreichen Werte von $0,0001 \mu\text{m/s}$ (Sputtern) bis $25 \mu\text{m/s}$ (Vakuumaufdampfen). Die notwendige Dampfphase erfordert hierbei Substrattemperaturen von 200 bis 800°C . Die Haftung der Dünnschichten erfolgt am Übergang vom Substrat zur Schicht durch Van der Waals Kräfte oder durch die Ausbildung einer chemischen Bindung.

CVD

Bei den CVD - Verfahren ist der Beschichtungswerkstoff in einer leicht flüchtigen chemischen Verbindung gebunden. Die Abscheidung kann entweder an Atmosphärendruck oder im Vakuum stattfinden. Der Schichtdickenverlauf ist gleichmäßiger als bei PVD – Verfahren und macht ein anschließendes Nachpolieren teilweise sogar überflüssig. Die Wachstumsraten sind mit $0,5\text{-}10 \mu\text{m/h}$ (plasmaaktiviertes CVD) geringer als bei den PVD-Verfahren und die Substrattemperaturen sind etwas höher ($600\text{-}1000^\circ\text{C}$).

Die Dünnschichtverfahren werden zum Verschleißschutz angewendet (Werkzeuge für spanende Fertigung, reibungsvermindernde Schichten). Auch für dekorative Applikationen, in der Speichertechnik (u.a. CD-Herstellung) oder auch für Wärmeisolierschichten, z.B. bei Turbinenschaufeln werden Oberflächen mit diesen Verfahren behandelt /BAC1/.

3.4 Grundlagen des Verschleißes

Treten Bauteile miteinander in Kontakt, entstehen zeitlich und örtlich veränderliche mechanische Spannungen, die erst allmählich im Inneren des Werkstoffes abnehmen. Verursachen diese Spannungen einen Materialverlust an den Reibflächen, wird dies als Verschleiß bezeichnet. Er kann im Allgemeinen auf die überwiegend mechanische Wechselwirkung von zwei oder mehreren Stoffen zurückgeführt werden. Im Laufe der Zeit bewirkt der Materialverlust eine Abnahme der Funktionsfähigkeit, im schlimmsten Fall einen Nutzungsausfall der betroffenen Bauteile. Der damit verbundene Schaden für die Wirtschaft ist enorm. Zum Beispiel belaufen sich in Österreich die durch Energieaufwand, Instandhaltung, Ersatzteile und Ausfallzeiten auftretenden Kosten auf 2 bis 7 % des Bruttosozialproduktes. Eine genaue Kenntnis der Ursachen für den Verschleiß ist deshalb notwendig, um im Vorfeld Maßnahmen zur Reduzierung treffen zu können und die Lebensdauer von Bauteilen vorherzusagen. Komplette Verschleißvermeidung ist nicht zu erreichen. Die Verschleißfestigkeit stellt dabei keine werkstoffspezifische Größe dar, sie ist vielmehr abhängig von den am Verschleiß beteiligten Elementen des insgesamt zu betrachtenden Tribosystems. Der Verschleiß ist unter anderem abhängig von der Oberflächenbeschaffenheit der Verschleißpartner und von der Tiefenwirkung der tribologischen Beanspruchung. Je größer die Tiefe ist, in der die Oberfläche beansprucht wird, desto stärker ist der Verschleiß / HAB1, AUT1/.

3.4.1 Verschleißarten und deren Mechanismen

Die Wechselwirkungen zwischen den durch Verschleiß beanspruchten Elementen eines Tribosystems sind durch vier wichtige Verschleißmechanismen gekennzeichnet, die kurz beschrieben werden:

Die *Abrasion* wird verursacht durch die Oberflächenrauigkeiten von Grund- und Gegenkörper oder auch durch Partikel des Zwischenstoffes. Durch Ritzung und Mikrozerspanung entstehen auf der Oberfläche Riefen, in denen sich teilweise Mikrospäne befinden können. Bei spröden Werkstoffen brechen Verschleißpartikel aus der beanspruchten Oberfläche aus.

Durch *Adhäsion* entstehen zwischen Grund- und Gegenkörper atomare Bindungen (Mikroverschweißungen), die durch Relativbewegung zueinander wieder getrennt werden können. Als Ergebnis brechen so Partikel aus der Oberfläche aus.

Wechselnde Beanspruchung führt zu Rissbildung und Risswachstum und wird als *Oberflächenzerrüttung* bezeichnet. Einzelne Verschleißpartikel werden von der Oberfläche herausgetrennt und brechen aus. An diesen Stellen entstehen Grübchen oder Löcher.

Bedingt durch Reibung werden Grund- und Gegenkörper durch *Tribooxidation* an der Oberfläche aktiviert und gehen eine chemische Reaktion ein, an der auch der Zwischenstoff oder das Umgebungsmedium beteiligt sein können.

Die realen Verschleißvorgänge stellen meist eine Kombination mehrerer Verschleißarten dar. Die genaue Kenntnis dieser Mechanismen erlaubt den Vergleich unterschiedlicher Beanspruchungen miteinander, da bei gleicher Verschleißart auch ähnliche Versagensmechanismen wirksam werden. Zum Beispiel tritt Gleitverschleiß während einer Mangelschmierung zwischen Zylinderlaufbuchse und Kolbenringnut in Form von Adhäsion auf. Mechanischer Verschleiß wiederum kann in Form der Verschleißmechanismen Abrasion, Oberflächenzerrüttung oder Adhäsion auftreten. Von tribochemischem Verschleiß spricht man, wenn mechanischer Verschleiß durch chemische Reaktionen im Tribosystem unterstützt wird (Mikroverschweißung, Tribooxidation) /POL1, ZGA1/.

Der Luftsauerstoff beeinflusst das Verschleißverhalten im ungeschmierten System stark. An normaler Atmosphäre tritt neben dem mechanischen Verschleiß zusätzlich Tribooxidation auf. Dies bezeichnet die Reaktion der beim Verschleiß entstehenden Abriebspartikel mit dem Luftsauerstoff sowie die Oxidation der gerade freigelegten Oberflächenschicht nach der Beanspruchung. So besteht der Abrieb an Luft aus oxidierten Partikeln, die durch ihre hohe Härte den Verschleiß durch Abrasion verstärken können. Im geschmierten System beeinflusst Luft den Verschleißvorgang kaum.

3.4.2 Kenngrößen

Am Verschleißprozess sind Grundkörper (Abbildung 3-7a), Gegenkörper (b), Umgebungsmedium (c) und die Art der Belastung beteiligt. Sie treten auf unterschiedliche Weise miteinander in Wechselwirkung. Die Oberflächenstruktur und der Zwischenstoff (d) sind für den Verschleißprozess ebenfalls von starker Bedeutung. Das *Tribosystem* bildet die Gesamtheit dieser Komponenten.

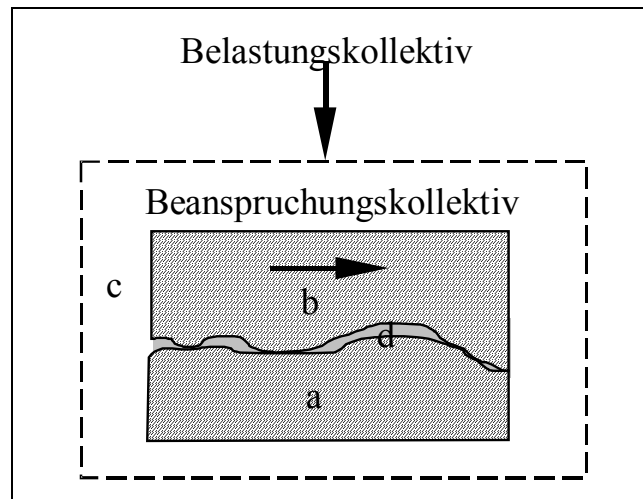


Abbildung 3-7: Schematische Darstellung eines Tribosystems /ZGA1/

Die *Reibkraft* (F_R) ist die der Bewegung des Körpers entgegengerichtete Kraft. Sie ist abhängig von der Geschwindigkeit des Reibvorganges, aber auch von anderen energetischen und stofflichen Bedingungen. Es wird dabei zwischen Haftreibung und Gleitreibung unterschieden.

Um vergleichende Aussagen der Verschleißmessungen bei verschiedenen Verschleißbedingungen zu ermöglichen, werden zwei geeignete Werte definiert. Beim *Reibkoeffizienten* μ wird die Reibkraft auf die Normalkraft bezogen: $\mu = F_R / F_N$. Der Gleitreibwert setzt sich aus den Reibkoeffizienten für Adhäsion und Deformation $\mu = \mu_{ad} + \mu_{def}$ zusammen. Um die Auswertung von Verschleißmessungen aus unterschiedlichen Verfahren zu ermöglichen, wird die Verschleißtiefe zur Flächenpressung ins Verhältnis gesetzt. Man bezeichnet das Ergebnis als *Verschleißkoeffizient* (k). Für einige Werkstoffpaarungen sind die Verschleißkoeffizienten in Tabelle 3-3 zusammengefasst.

Tabelle 3-3: Verschleißkoeffizienten (k) ausgewählter Werkstoffpaarungen /ZGA1/

Werkstoffpaare	gegenseitige Löslichkeit	$k \cdot 10^4$	Werkstoffpaare	gegenseitige Löslichkeit	$k \cdot 10^4$
Al-Fe	+	5,2	Fe-Pb	-	0,7
Al-Pb	-	1,4	Ni-Ni	++	290
Cu-Cu	++	320	Ni-Fe	++	59
Cu-Pb	-	0,1	Ni-Ag	-	0,7
Fe-Ag	-	0,7	Ni-Pb	-	0,2

sehr gut (++), gut (+), schlecht (-)

Das Abrieb-Zeit-Verhalten einer Reibpaarung ist in Abbildung 3-8 dargestellt. Beim instabilen Einlaufbereich zu Beginn eines Gleitvorganges muss erst einmal die Haftreibung überwunden werden. Hierbei sind die adhäsiven und abrasiven Kräfte größer als während des darauf folgenden stationären Bereichs, bei dem Reibkraft und lineare Verschleißintensität konstant sind und plastische und elastische Anteile überwiegen. Der stationäre Bereich ist statistisch reproduzierbar und kann zur Bestimmung der Bauteillebensdauer berücksichtigt werden. Im weiteren Verlauf nimmt dann der Verschleiß stark zu und es kommt schließlich zum Versagen des Bauteils.

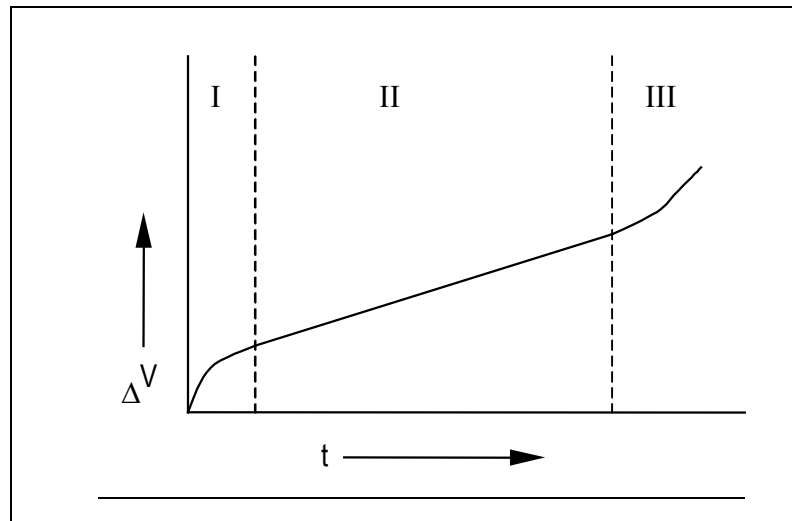


Abbildung 3-8: Volumenverlust in Abhängigkeit von der Zeit bei der Reibung fester Körper vom Beginn des Verschleißes bis zum Versagen /POL1/

3.4.3 Verschleißschutz

Der Einsatz von Schmiermitteln führt zu einer Verringerung der Verschleißrate durch Herabsetzung des Reibwertes. Glatte Oberflächenschichten mit einer hohen Härte verbessern die abrasive Verschleißbeständigkeit. Solche Schichten müssen eine gute Haftung zum Substrat haben, damit sie sich unter der Belastung nicht ablösen. Harte Schichten sind aber meist auch spröde und bei Druck- oder Schlagbelastung führen spröde Schichten zu einem frühen Versagen durch Rissbildung oder Oberflächenzerüttung. Je nach Beanspruchung muss demnach ein Kompromiss zwischen Härte und Zähigkeit gefunden werden. Besonders geeignet sind in solchen Fällen mehrkomponentige Beschichtungen, bei denen harte und zähe Bereiche auftreten. Dies kann zum Beispiel durch Dispergieren einer zähen Matrix mit Hartstoffpartikeln realisiert werden /AUT1/.

4 Experimentelle Untersuchungen

In diesem Kapitel werden die Grundwerkstoffe und die Legierungspulver bzw. Pulvermischungen vorgestellt, die hier als Beschichtungswerkstoffe verwendet wurden. Die Versuchsaufbauten zur Laserbearbeitung und der Verschleiß- und Korrosionstests werden hier beschrieben. Die Laserbeschichtungen und das Laserschweißen wurden mit einer Portalanlage durchgeführt und anschließend metallografisch charakterisiert. Die Beschichtungen wurden anschließend Verschleißtests und Korrosionstests unterzogen. Die ausgewählten Zusatzwerkstoffe wurden dabei nach folgendem Schema untersucht und beurteilt:

Verfahrenstechnik Beschichten:	◆ Schichthomogenität ◆ Anbindung ◆ Rissanfälligkeit
Verfahrenstechnik Schweißen:	◆ Glatte und kerbenfreie Schweißnaht ◆ Gleichmäßige Einschweißtiefe ◆ Rissanfälligkeit ◆ Hohe Vorschubgeschwindigkeit
Metallografie Schweißen / Beschichten:	◆ Mikroskopie (Lichtmikroskop, REM) ◆ EDX-Analyse ◆ Härteverlauf
Verschleißverhalten Beschichten:	◆ Multiscratchtest ◆ Stift-Scheibe-Test (Luft, Vakuum) ◆ Stift-Ring-Test (geschmiert, ungeschmiert) ◆ Frettingtest
Korrosionsverhalten Beschichten:	◆ Dauertauchtest (16 h) in 3 %-iger NaCl-Lösung

Zunächst wurden die ausgewählten Legierungspulver auf ihre Tauglichkeit als Beschichtungswerkstoff überprüft. Schwerpunkt war dabei eine sehr gute Schichthaftung. Am besten waren dabei die Werkstoffe geeignet, die mit dem Grundwerkstoff nur geringfügig aufmischen. Die Benetzung des schmelzflüssigen Zusatzwerkstoffes auf dem Substrat sollte gut sein, damit eine linsenförmige Spur, die ideale Spurgeometrie zum Beschichten mehrerer Spuren nebeneinander, entstehen konnte. Abbildung 4-1 zeigt

den Schichtaufbau für den Fall zu großer Aufmischung (a) und optimaler Anbindung (b) schematisch im Querschliff. Eine schlechte Benetzung wie in Abbildung 4-1c führt bei überlappender Beschichtung zu Anbindungsfehlern im Übergangsbereich in Form von Poren.

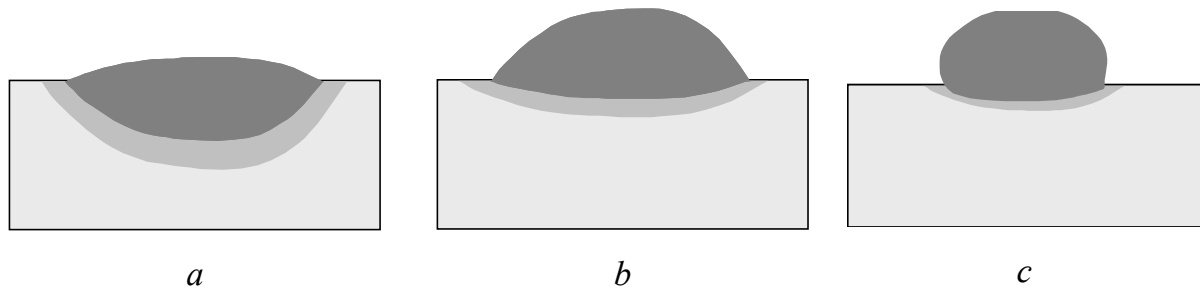


Abbildung 4-1: Schematische Darstellung einer Beschichtungsspur mit zu starker Aufmischung (a), einer optimalen Einzelspur (b) und einer Spur mit schlechter Benetzung (c)

Nach dem Beschichten wurden die Spuren hinsichtlich ihrer Rissanfälligkeit, Porenanzahl und –größe untersucht. Die Gefüge der Schichten wurden metallografisch erfasst und ihre Zusammensetzung mit Hilfe von EDX-Analysen charakterisiert. An einem Teil der Beschichtungen wurden zusätzlich verschiedene Tests zur Untersuchung des Verschleißverhaltens durchgeführt und ihr Korrosionsverhalten bei meerwasserähnlichen Verhältnissen überprüft. Die metallografischen Ergebnisse wurden gemeinsam mit entsprechenden Härteverläufen dargestellt und dienten auch als Grundlage der Untersuchungen zum Schweißverhalten artungleicher Verbindungen von Magnesium- mit Aluminiumlegierungen.

4.1 Grund- und Beschichtungswerkstoffe

Zwei Magnesiumlegierungen wurden als Grundwerkstoffe ausgesucht, die sich in den Legierungselementen und auch den mechanischen Eigenschaften möglichst stark unterscheiden, um den Einfluss dieser Grundwerkstoffe auf die Eigenschaften der Beschichtungswerkstoffe beobachten zu können. Die häufig eingesetzte und preiswerte Gusslegierung AZ91 wurde im Gusszustand und die höherfeste Legierung WE54 im ausgehärteten Zustand (T6) verwendet.

Für die Beschichtungswerkstoffe wurde eine Auswahl an Pulvern getroffen, die in die drei Kategorien magnesiumhaltig, magnesiumhaltig mit Hartstoffdispersion und magnesiumfrei unterteilt werden konnten. Das Ziel war dabei, die Oberfläche verschleißfester zu machen und die Korrosionsbeständigkeit möglichst noch zu verbessern. In Tabelle 4-1 sind für die wichtigsten Zusatzwerkstoffe die Anteile der

jeweiligen Elemente in Gew.% angegeben. Eine vollständige Aufzählung der verwendeten Beschichtungswerkstoffe wurde im Anhang zusammengestellt. Sämtliche Metallpulver lagen als gasverdünnte Legierungen in einer Körnung von 45-150 µm vor. Die Geometrie der Metallpulverteilchen war dabei sphärisch. Die erste Gruppe bestand aus mechanisch gemischten Mg-haltigen Pulvern, wobei Legierungszusätze ausgewählt wurden, die mit Magnesium intermetallische Phasen bildeten und so eine Härtesteigerung bewirkten. Als Mg-Basispulver diente hierbei die Legierung WE54, deren Anteil an der Pulvermischung jeweils 70-90 Gew.% ausmachte. Den geringeren Teil nahmen entweder die Ni-haltige Legierung NiCrB20 (Ni + 2.3 % Si + 0.5 % Fe + 0.1 % C + 1.3 % B) oder Pulver aus Aluminiumlegierungen mit variablem Si-Anteil ein.

Als zweite Gruppe wurden Mg-haltige Legierungen zusätzlich mit 5-20 Gew.% SiC-Hartstoffpartikeln dispergiert. Die Mischung bestehend aus 85 Gew.% WE54 + 15 Gew.% AlSi40 und wurde als Basis dieser dispergierten Schichten verwendet.

Es war bereits bekannt, dass ein höherer Si-Gehalt bei Aluminiumlegierungen durch das gleichmäßig verteilte Primärsilizium die Verschleißfestigkeit verbessert. Aus diesem Grund wurden diese Legierungen auch für die Beschichtung von Magnesiumlegierungen ausgewählt. Die dritte Gruppe bildeten deshalb die AlSix-Legierungspulver (x = 20, 30, 40 oder 60), die ungemischt, d.h. ohne zusätzliches Magnesium als Beschichtungswerkstoff untersucht wurden.

Tabelle 4-1: Chemische Zusammensetzung ausgewählter Laserbeschichtungen in Gew.% (berechnet)

	Mg	Al	Si (ohne SiC)	SiC	Seltene Erden	Name
<i>magnesiumhaltig</i>						
WE+AlSi	77	10	4,5	--	7,6	0SiC
<i>magnesiumhaltig mit SiC</i>						
WE+AlSi+5SiC	73	9,5	4,3	5	7,2	5SiC
WE+AlSi+10SiC	69	9	4	10	6,8	10SiC
WE+AlSi+15SiC	65	8,5	3,8	15	6,5	15SiC
<i>magnesiumfrei</i>						
AlSi30	--	70	30	--	--	AlSi30

Da jedoch bei der Beschichtung von Magnesium mit Aluminiumlegierungen die Bildung von intermetallischen Phasen im Aufmischungsbereich zu erwarten war, die

aufgrund von Versprödung die Schichthaftung gefährden könnten, wurden die Untersuchungen zum Laserbeschichten mit den magnesiumreichen Pulvern begonnen.

Schliffbilder von den zum Beschichten eingesetzten AlSix-Pulvern sind in Abbildung 4-2 zu sehen. In den einzelnen Pulverteilchen waren die Legierungsbestandteile jeweils homogen verteilt. Nur ganz vereinzelt waren Pulverkörner ohne Primärsilizium zu beobachten. Ein höherer Siliziumgehalt ließ auch die Größe der primär aus der Schmelze ausgeschiedenen Siliziumpartikel ansteigen.

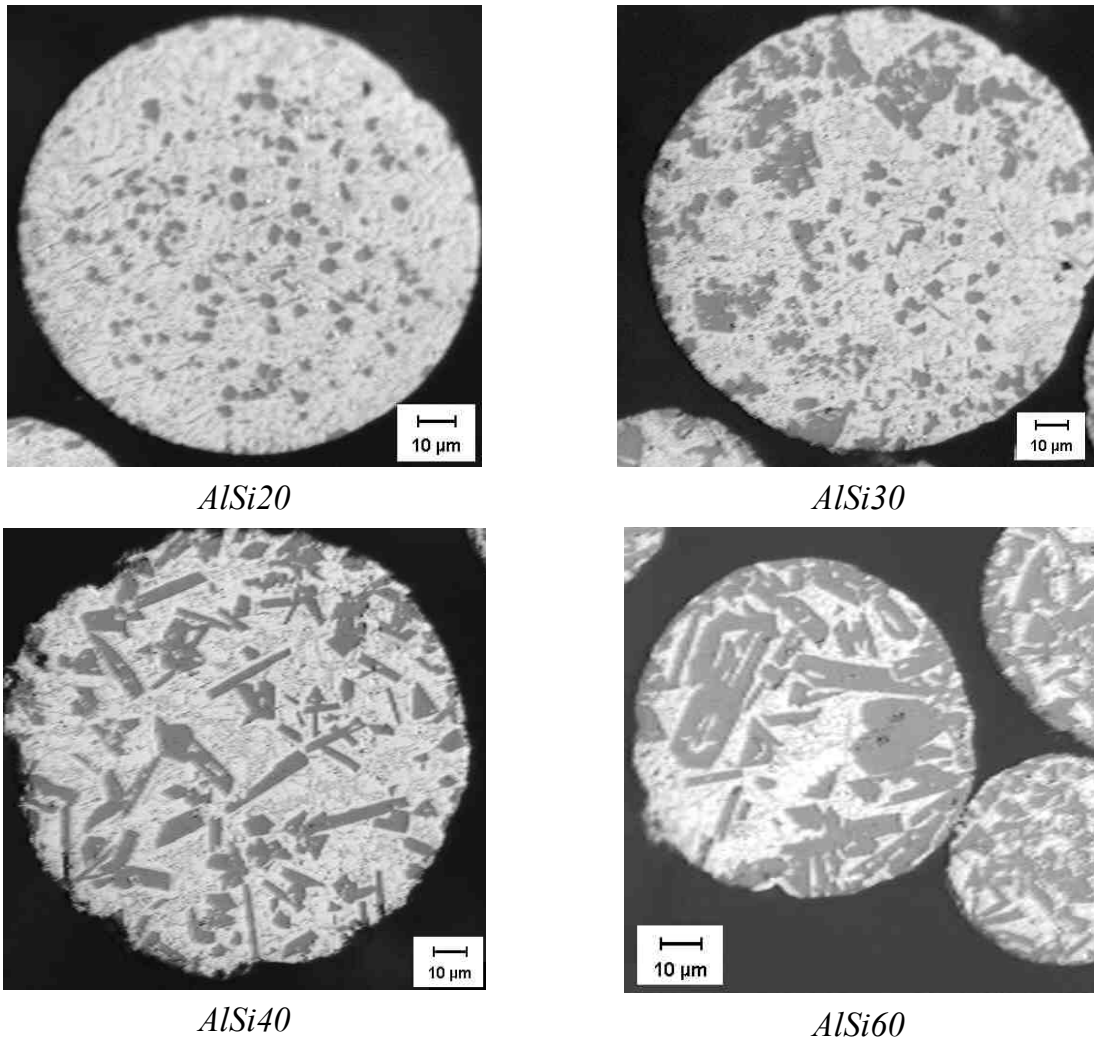


Abbildung 4-2: Querschliff gasverdünster AlSix-Pulverpartikel mit Si-Gehalten von 20 bis 60 Gew.%

4.2 Laserbearbeitung

In diesem Kapitel wird der Bearbeitungsprozess beschrieben, der zum Beschichten der Magnesiumlegierungen und zum Schweißen von Magnesium- mit Aluminiumlegierungen angewendet wurde. Es wird auf die prozessrelevanten Parameter und auf deren gegenseitige Beeinflussung eingegangen /WOL1-5, VOL1, REI1/.

4.2.1 Gerätetechnik

Die Laser-Pulver-Technologie wurde zum Beschichten von Grundwerkstoffen aus Magnesiumlegierungen eingesetzt. Als Laser wurde ein Hochleistungs-Festkörperlaser der Firma Haas-Laser (HL3006D) verwendet. Dieser kann sowohl im cw-Betrieb als auch gepulst betrieben werden und wurde bei den Beschichtungsversuchen im cw-Betrieb eingesetzt. Die Strahlqualität betrug 25 mm*mrad nach der Faser. Der Laserstrahl wurde mittels Lichtleitkabel mit einem Kerndurchmesser von 600 µm zur Kollimationsoptik geführt. Die Größe des Fokusbereichs ist im Gegensatz zum Schneiden oder Schweißen beim Laserbeschichten von eher untergeordneter Bedeutung. Deshalb konnte beim Beschichten auf eine zusätzliche Aufweitung des Laserstrahls nach der Kollimation verzichtet werden. Dies gewährte für die zum Laserbeschichten verwendeten Fokussieroptiken mit der Brennweite $f = 140$ mm eine schlanke Bauweise. Die wichtigsten Kennwerte der zum Laserbeschichten und -schweißen eingesetzten Optiken sind in Tabelle 4-2 zusammengefasst. Die Optik eignete sich zum Beschichten sehr gut, da der große Arbeitsabstand (30 mm unterhalb des Fokus) die Optik vor Verschmutzung während der Bearbeitung schützte. Das Beschichtungsmodul, bestehend aus Optik und Pulverdüse, wurde in eine 6-Achs-NC-Maschine integriert. Diese wurde speziell für die Versuche mit Magnesium aus Sicherheitsgründen explosionsgeschützt ausgelegt (siehe Kapitel 2.2).

Bei der Schweißoptik wird der Laserstrahl zunächst aufgeweitet, um bei einer Brennweite von $f = 150$ mm einen geringen Fokusbereich ($\varnothing = 0,45$ mm) und damit eine Leistungsdichte von $1,9 \cdot 10^6$ W/cm² bei 3kW - Laserleistung zu erreichen.

Tabelle 4-2: Kennwerte der beim Beschichten und Schweißen eingesetzten Fokussieroptik des Nd:YAG-Festkörperlaser HL3006D /HAA2/

Kennwert	Beschichten	Schweißen
Brennweite [mm]	140	150
Fokusbereich [mm]	0,84	0,45
Abbildungsverhältnis	1,4:1	0,75:1
Fokusbereich [mm]	30	0
Strahlflektdurchmesser im Arbeitsabstand [mm]	4	0,45

Das Pulver wurde von einem handelsüblichen Pulverförderer über einen Schlauch mit Hilfe von Trägergas zur Beschichtungsdüse transportiert. Die Pulverdüse wurde lateral zum Laserstrahl angeordnet. Oberhalb der Düse wurde das Trägergas mit Hilfe eines Zyklons abgeschieden und das Pulver rieselte überwiegend aufgrund der Schwerkraft an das Düsenende. Dort wurde das austretende Pulver von einem coaxialen Schutz-

gasstrom erfasst, der den Pulverstrom über eine längere Strecke zusammenhielt. Gleichzeitig schirmte das Schutzgas die Bearbeitungszone vom Luftsauerstoff ab. Das Abscheiden des Trägergases bewirkte, dass das Pulver mit einer geringeren Geschwindigkeit auf der Substratoberfläche auftraf und somit vom Laserstrahl gleichmäßiger aufgeschmolzen werden konnte. Außerdem konnte so ein hoher Pulverausnutzungsgrad erreicht werden.

Durch die niedrige Verdampfungstemperatur des Magnesiums während des Beschichtens bildete sich Metалldampf in der Bearbeitungszone. Geriet dieser mit Sauerstoff in Berührung, entzündete er sich sofort. Dadurch bestand die Gefahr, dass die Beschichtungsdüse zu stark thermisch belastet wird und Pulverpartikel bereits in der Düse aufschmelzen. Dies kann die Düsen Spitze verstopfen und den Beschichtungsprozess unterbrechen. Zusätzlich wurde der Laserstrahl in diesem abbrennenden Metалldampf ebenfalls absorbiert, so dass nicht die gesamte Laserleistung für den Beschichtungsprozess zur Verfügung stand. Deshalb wurde bei diesen Beschichtungsversuchen koaxial zur Beschichtungsdüse eine weitere Schutzgasdüse angebracht, um den Schutzgasmantel zu vergrößern (siehe Abbildung 4-3). Dieser reichte aus, um die Bearbeitungszone vor dem Luftsauerstoff gut abzuschirmen. Die Abbildung 4-4 zeigt die zur Laserbearbeitung benötigte Gerätetechnik.

Als alternatives Düsenkonzept sei die Koaxialdüse genannt, bei der das Pulver, der Laserstrahl und das Schutzgas ringförmig (koaxial) umeinander angeordnet sind. Die Oberflächenbeschaffenheit der Beschichtungen ist bei Verwendung von Koaxialdüsen sehr gut und die Generierung von Konturen mit vielen Richtungsänderungen gelingt gleichmäßiger als bei lateraler Düsenanordnung. Allerdings ist die Bauweise dieser Düsen aufwändiger und damit die Erzielbarkeit schmaler Konturen schwieriger als mit einer Lateraldüse.

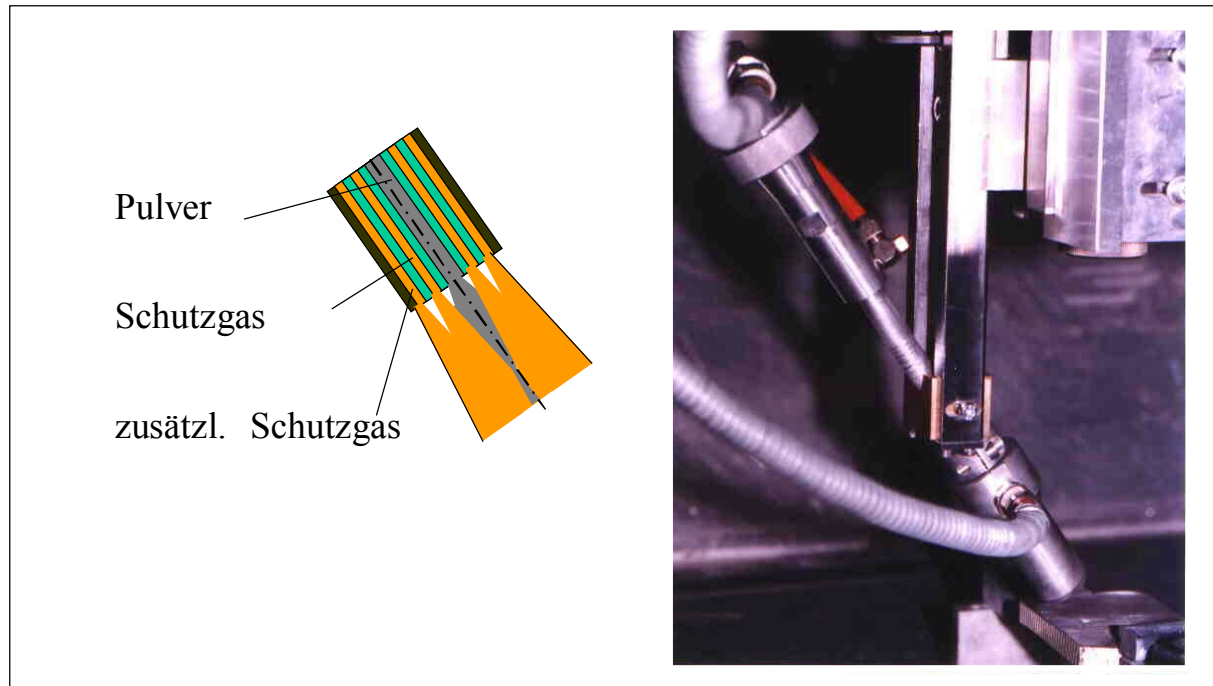


Abbildung 4-3: Laterale Pulverdüse zum Laserbeschichten mit zusätzlicher Schutzgasdüse /KUT2/

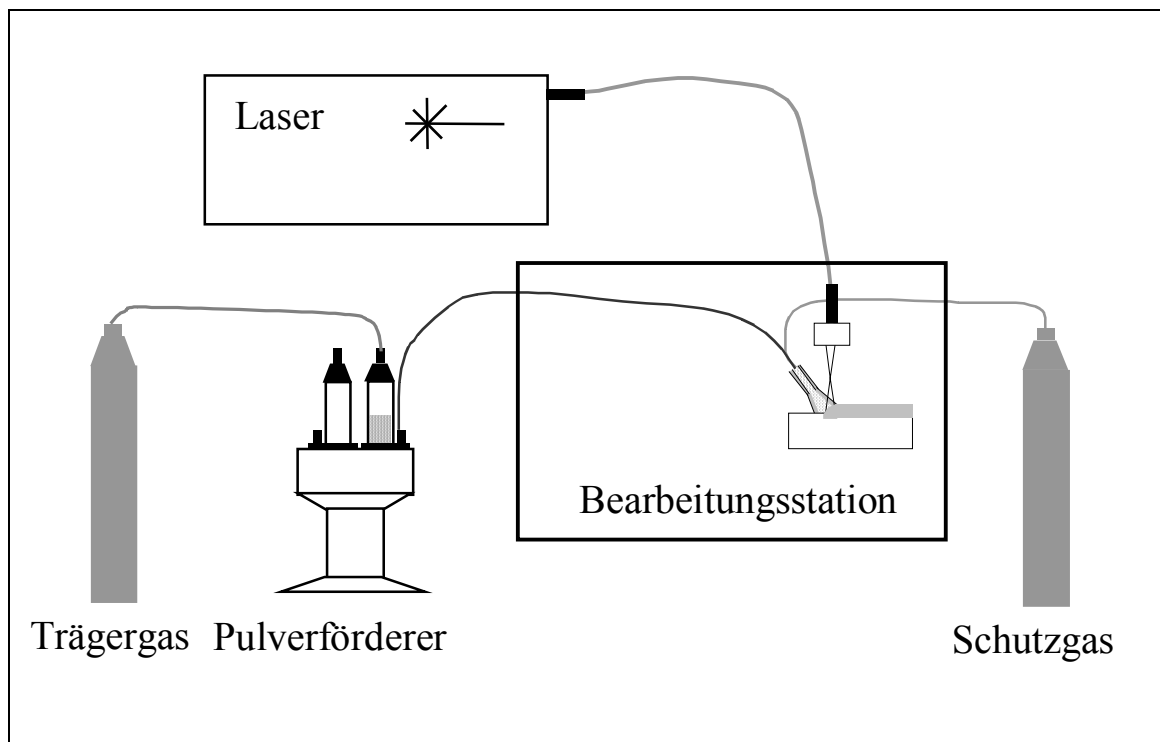


Abbildung 4-4: Gerätetechnik für das Laserbeschichten und das Laserschweißen

Ein teilweiser Abbrand des Magnesiumdampfes durch Luftsauerstoff konnte und sollte damit aber nicht verhindert werden. Diese Erkenntnis beruhte auf Beschichtungsversu-

chen, bei denen die gesamte Bearbeitungsumgebung inklusive der gerade abkühlenden Beschichtungsspur mit Hilfe eines Helium-gefluteten Kastens komplett vor dem Luftsauerstoff abgeschirmt wurden (Abbildung 4-5). Die Ergebnisse unterschieden sich nicht wesentlich von denen, die mit der Schutzgasdüse erzielt wurden. Jedoch handelte man sich mit der vollständigen Abschirmung verstärkt die Gefahr einer Verpuffung des feinen, hochreaktiven Metallpulvers ein, das sich an den Innenwänden des Kastens abschied und sich schon bei geringer statischer oder thermischer Aktivierung selbst entzündete. Aus diesem Grund wurden die anschließenden Beschichtungen wieder mit der Schutzgasdüse aus Abbildung 4-3 durchgeführt.

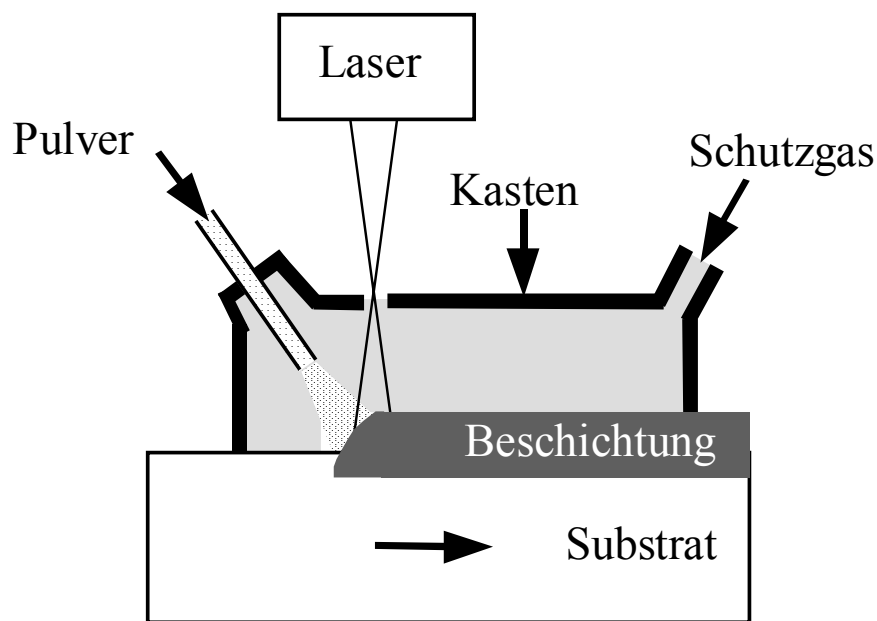


Abbildung 4-5: Schutzgaskasten zur Abschirmung des Bearbeitungsbereiches bei der Beschichtung von Magnesiumlegierungen

4.2.2 Prozessparameter

Bei der Laserstrahlbearbeitung stand eine Vielzahl von variablen Parametern zur Verfügung, wodurch sich das Beschichtungsergebnis hinsichtlich Aufmischung und Schichthöhe und das Ergebnis des Laserschweißens z.B. hinsichtlich Einschweißtiefe und Nahtbreite variabel gestalten ließ. Diese Parameter beeinflussten sich zum Teil auch gegenseitig. Dazu gehörten:

- ◆ Vorbehandlung der Werkstückoberfläche
- ◆ Laserleistung
- ◆ Leistungsdichte
- ◆ Fokusabstand
- ◆ Pulverförderrate
- ◆ Vorschubgeschwindigkeit
- ◆ Düsendurchmesser
- ◆ Schleppende/stechende Pulverzufuhr
- ◆ Schutzgasart
- ◆ Schutzgasmenge

Bei Metallen wird nur ein geringer Teil der Laserstrahlung von der Werkstückoberfläche absorbiert. Wie groß dieser Anteil ist, hängt neben anderen Faktoren auch von der Wellenlänge des verwendeten Laserlichts ab (siehe Abbildung 4-6).

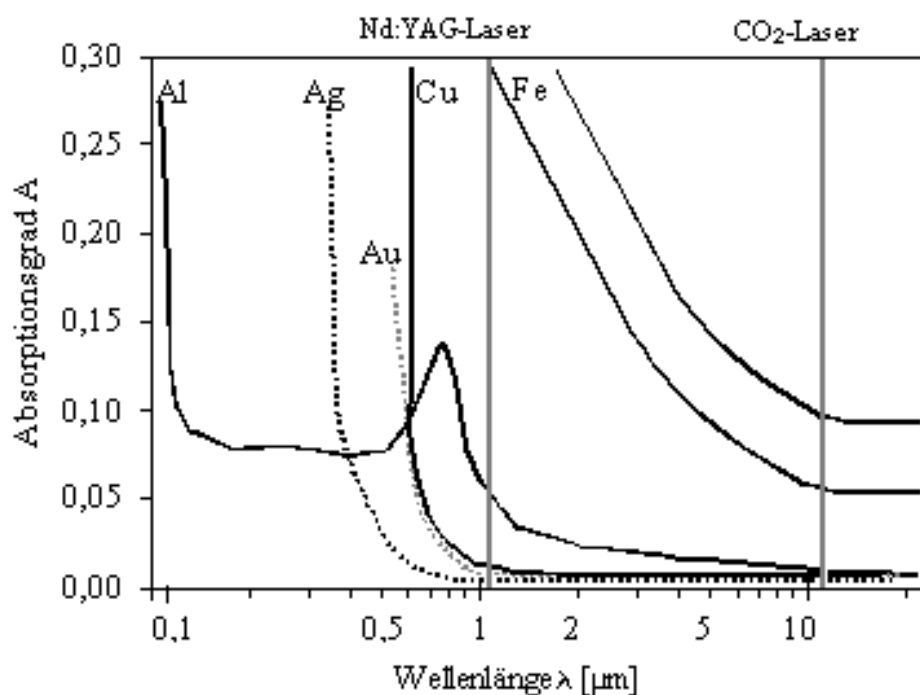


Abbildung 4-6: Absorptionsgrad A ausgewählter metallischer Werkstoffe /nach TRU1/

4.2.2.1 Einfluss der Prozessparameter beim Laserbeschichten

Die *Oberflächenbeschaffenheit* des zu beschichtenden Werkstücks spielt bei der Einkopplung des Laserstrahls in das Werkstück ebenfalls eine große Rolle. Der Anteil der reflektierten Laserstrahlung ist bei einer polierten oder überfrästen Oberfläche sehr hoch. Ein Aufrauen der Oberfläche erhöht den Anteil an absorbiertem Laserstrahlung erheblich. Dies kann durch Sandstrahlen oder auch Abschleifen mit Schleifpapier grober Körnung (z.B. Körnung 180) erreicht werden. Die Oberfläche kann auch zur Verbesserung der Absorption mit schwarzem Lack besprüht werden. Rückstände von diesem Lack könnten aber in der Beschichtung verbleiben. Diese Technik wurde deshalb hier nicht angewendet.

Wie bereits erwähnt, wird die *Laserleistung* beim Beschichten dazu aufgewendet, um das Pulver auf- und die Bearbeitungsoberfläche anzuschmelzen, damit ein schmelzmetallurgischer Verbund zwischen Beschichtungswerkstoff und Grundwerkstoff gewährleistet ist. Bei zu geringer Leistung kann das Pulver nicht vollständig aufschmelzen oder der Laserstrahl wird von der Oberfläche zu wenig absorbiert, um diese anzuschmelzen. Als Folge platzt dann die Beschichtung von der Oberfläche ab. Mit steigender Laserleistung wird die Schichtanbindung des Beschichtungswerkstoffes an den Grundwerkstoff verbessert. Ist die Laserleistung zu hoch, steigt die Aufmischung stark an. Da es im Gegensatz zum Laserlegieren bei den meisten Anwendungen des Laserbeschichtens erwünscht ist, dass die Eigenschaften des Zusatzwerkstoffes auch nach dem Beschichten weitgehend erhalten bleiben und nicht durch zu hohe Aufmischung mit dem Substratwerkstoff verändert werden, wird allgemein die Aufmischungsrate möglichst gering gehalten.

Zum Beschichten wird eine geringere *Leistungsdichte* des Laserstrahls als beim Schweißen benötigt. Deshalb kann der Laserstrahl hier zum Generieren von möglichst breiten Beschichtungsspuren defokussiert eingesetzt werden. Grundsätzlich ist es möglich, oberhalb oder unterhalb des Fokus zu beschichten. Aufgrund des größeren Arbeitsabstandes wird meist unterhalb des Fokus gearbeitet. Zum Beschichten von Stahl, Aluminium oder auch Magnesium als Grundwerkstoff beträgt der Strahldurchmesser mit einem 3 kW - Nd:YAG Laser üblicherweise 4 mm.

Die *Pulverförderrate* ist einer der entscheidenden Parameter zur Veränderung der Beschichtungshöhe, gemeinsam mit der Vorschubgeschwindigkeit und der Laserleistung. Eine hohe Förderrate führt zu einer hohen Beschichtungsspur. Da das Pulver einen Teil der Laserstrahlung absorbiert, wird eine höhere Laserleistung zum Beschichten benötigt, je mehr Pulver verwendet wird. Bei zu hoher Förderrate beschreibt der Schichtquerschnitt mehr als einen Halbkreis was bei überlappender Beschichtung zu Anbindungsfehlern zwischen den einzelnen Schichten führt. Eine geringe Förderrate

führt zu entsprechend dünneren Schichten (vgl. Abbildung 4-1a), die durchaus erwünscht sein können. In diesem Fall mischt sich der Grundwerkstoff mit dem Zusatzmaterial aber auch stärker auf, als das bei dickeren Schichten der Fall ist.

Die *Vorschubgeschwindigkeit* reguliert beim Beschichten den Schichtaufbau und die Aufmischung mit dem Grundwerkstoff gemeinsam mit der Pulverförderrate. Bei geringem Vorschub (200 mm/min bei Magnesiumlegierungen als Grundwerkstoff) besteht eine lange Wechselwirkungszeit zwischen Laserstrahl und Grundwerkstoff. Für einen hohen Schichtaufbau wird eine vergleichsweise geringe Pulverförderrate benötigt. Allerdings ist die Wärmeeinflusszone hierbei groß und die Aufmischung mit dem Grundwerkstoff hoch. Bei schnellem Vorschub (800 mm/min bei Magnesiumlegierungen als Grundwerkstoff) ist die Wechselwirkungszeit zwischen Laserstrahl und Grundwerkstoff gering. Es wird eine höhere Laserleistung und eine höhere Pulverförderrate für einen optimalen Schichtaufbau benötigt. Der Wärmeeintrag in den Grundwerkstoff ist geringer. Durch die höhere Abkühlgeschwindigkeit steigt die Gefahr der Rissbildung durch thermisch induzierte Spannungen an.

Die Wahl des *Pulverdüsendurchmessers* ist abhängig von der Strahlfleckgröße. Düsen von 2 mm Durchmesser werden üblicherweise für Spurbreiten um 4 mm verwendet. Der Pulverausnutzungsgrad ist dabei mit ca. 90 % sehr gut. Düsen mit geringerem Durchmesser werden kaum verwendet, da sie leicht verstopfen. Je größer der Düsendurchmesser wird, desto ungleichmäßiger wird die Pulververteilung und damit die Spurhöhe. Abhilfe zur Generierung breiter Spuren schafft hier die Anwendung von Flachstrahldüsen, die im Rahmen dieser Arbeit aber nicht verwendet wurden.

Der Beschichtungsprozess kann mit schleppender oder stechender *Anordnung der Pulverdüse* durchgeführt werden. Beides führt zu unterschiedlichen Beschichtungsergebnissen. Stechende Zufuhr führt zu einer starken Aufmischung. Bei sonst gleichen Prozessparametern, aber schleppender Anordnung, kommt es zu geringerer Aufmischung.

Das *Schutzgas* erfüllt bei der Laserbearbeitung zwei Aufgaben. Das Zusatzpulver wird beim Austritt aus der Düse vom Schutzgasstrom erfasst und der Pulverstrahl dadurch schmal gehalten. Weiterhin dient das Schutzgas zur Abschirmung des Bearbeitungsgebietes vom Luftsauerstoff. Als Schutzgas werden Argon, Helium oder eine Mischung beider Gase eingesetzt. Die Verwendung von Helium führt zu einer sehr guten Oberflächenqualität der Beschichtungen.

4.2.2.2 Einfluss der Prozessparameter beim Laserschweißen

Beim Laserschweißen beeinflussen die Prozessparameter *Leistung*, *Leistungsdichte* und *Vorschubgeschwindigkeit* die Qualität der Schweißnähte am stärksten. Sie bestimmen Breite und Tiefe der Schweißnaht. Bei einer geringen Energiedichte tritt das Wärmeleitungsschweißen auf, wobei die Wärmeleitung durch Konvektion im Schmelzbad und von der Werkstückoberfläche in dessen Inneres stattfindet. Die Absorption der Laserstrahlung ist eher gering und entspricht den Werten des Diagramms in Abbildung 4-6. Nichteisenmetalle absorbieren einen geringeren Teil der Laserstrahlung im Vergleich zu Stahl. Der Nd:YAG-Laser hat gegenüber dem CO₂-Laser den Vorteil, dass diese Wellenlänge von Nichteisenmetallen besser absorbiert wird. Die absorbierte Laserleistung schmilzt den Werkstoff an der Oberfläche auf, ohne dass Material verdampfen kann. Es entstehen Schweißnähte von geringer Schweißtiefe mit geringem Nahtformfaktor (Verhältnis von Nahttiefe zu Nahtbreite). Ist die Energiedichte so hoch, dass das Material an der Oberfläche verdampft, steigt die Schweißtiefe sprunghaft an und der Nahtformfaktor erhöht sich. Es entsteht ein Dampfkanal, innerhalb dessen die Laserstrahlung durch Mehrfachreflektion und durch Absorption im Plasma nahezu vollständig absorbiert wird. Schweißungen von großen Blechdicken sind somit möglich. Der Wärmeeinfluss auf das Werkstück und damit sein Verzug sind hierbei gering. Der besondere Vorteil der Laserstrahlung und anderer hochenergetischer Verfahren wie dem Elektronenstrahlschweißen beruht auf diesem Tiefschweißeffekt. Aus der Kapillare strömt aber auch Plasma aus, welches die Laserstrahlung abschirmt (siehe Abbildung 3-1). Mit weiter steigender Laserleistung nimmt dessen Anteil immer mehr zu. Schirmt das Plasma schließlich zu viel Laserleistung ab, fällt die Dampfkapillare wieder in sich zusammen und die Einschweißtiefe sinkt wieder. Der Schwellenwert zum Aufrechterhalten des Tiefschweißeffektes ist werkstoffabhängig (Stahl: ca. 10^6 W/cm², Aluminium: ca. 10^7 W/cm²).

Über die *Blechdicke* werden Laserleistung und Vorschubgeschwindigkeit bestimmt. Je größer die zu schweißende Werkstückdicke ist, desto höher ist die benötigte Laserleistung bei gleichem Vorschub. Oder wenn die maximal mögliche Laserleistung bereits erreicht ist, können dickere Werkstücke nur noch durch Verringerung der Vorschubgeschwindigkeit geschweißt werden. Dabei ist zu beachten, dass dadurch auch die Abkühlgeschwindigkeit sinkt und der Wärmeeinfluss auf das Bauteil ansteigt.

Mit der *Strahlqualität* eines Lasers wird die Fokussierbarkeit des Laserstrahls beschrieben. Bei einer guten Strahlqualität lässt sich der Laserstrahl auf einen geringen Durchmesser fokussieren, wodurch hohe Energiedichten und eine gute Tiefenschärfe möglich werden. So ist ein geringer Fokussdurchmesser auch noch bei langen *Brennweiten* erreichbar, was zum Schweißen dicker Bauteile günstig ist.

Beim Laserstrahlschweißen ist die Schmelzzone schmal. Der Laserstrahl erreicht im Fokus einen Durchmesser von 0,3-0,6 mm. Das Verfahren lässt deshalb nur einen geringen *Schnittspalt* zu. Aus diesem Grund sollten die Stoßkanten zum Laserschweißen möglichst bündig aneinander liegen.

Das *Schutzgas* erfüllt die Aufgabe, den Schweißprozess und die abkühlende Schweißnaht vor Reaktionen mit der Umgebungsluft abzuschirmen. Helium, Argon oder Stickstoff werden meist beim Laserschweißen eingesetzt. Beim Nd:YAG-Laser ist der Einfluss des Schutzgases jedoch geringer als beim CO₂-Laser. Die Wellenlänge des Nd:YAG-Lasers ist für die Bildung von Plasma unempfindlicher. Hier reicht meist Stickstoff zum Abschirmen des Luftsauerstoffs zur Vermeidung einer Oxidation aus. Beim Schweißen mit einem CO₂-Laser wird oft Helium verwendet, obwohl es teurer ist, da es einer Plasmabildung vorbeugt.

Eine bessere Spaltüberbrückung kann durch den Einsatz von *Zusatzwerkstoffen* erreicht werden. Die Gefahr der Bildung von Heißbrissen, wie es bei einigen Aluminiumlegierungen der Fall ist, kann ebenfalls durch die Verwendung von geeignetem Zusatzwerkstoff verringert werden. Dieser kann als Draht oder - wie hier beschrieben - als Pulver zugeführt werden.

Die *Pulverförderrate* ist beim Schweißen wesentlich geringer als beim Beschichten bezogen auf die Vorschubgeschwindigkeit. Die *Pulverdüse* soll einen möglichst geringen Durchmesser haben, da die Schweißnaht wesentlich schmaler als eine Beschichtungsspur ist, um eine bessere Pulverausnutzung zu erreichen. Diese ist generell wesentlich geringer als beim Beschichten aufgrund der höheren Vorschubgeschwindigkeit. Das Trägergas zur Pulverförderung wird beim Laserschweißen nicht wie beim Beschichten von einem Zyklon abgeschieden, damit die Pulverpartikel eine höhere Geschwindigkeit am Düsenende aufweisen. Dies soll die Vermischung des pulverförmigen Zusatzwerkstoffes mit dem Schmelzbad verbessern /TRU2/.

4.3 Untersuchungsverfahren des Verschleißverhaltens

Verschiedene Untersuchungen des Gleitverschleißverhaltens wurden durchgeführt, um eine Aussage zur Verschleißbeständigkeit der verschiedenen Beschichtungswerkstoffe zu bekommen. Es handelte sich dabei um Multiscratchtests, Stift-Scheibe- und Stift-Ring-Tests, welche nachfolgend näher erläutert werden. Allen gleich war das Material des Gegenkörpers, der jeweils aus gehärtetem Kugellagerstahl 100Cr6 bestand. In Abbildung 4-7 sind die Versuchsaufbauten aller drei Verfahren schematisch in einer Übersicht dargestellt.

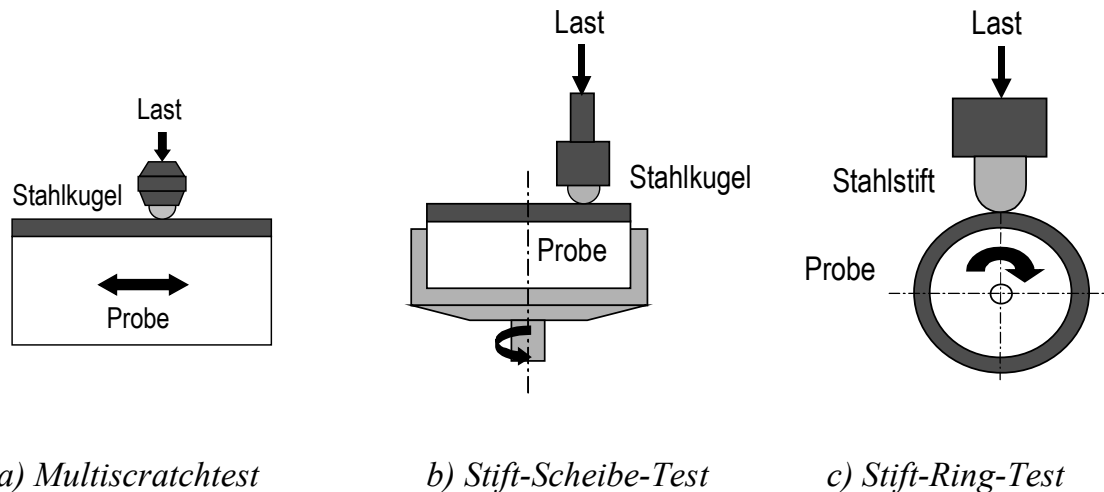


Abbildung 4-7: Schematischer Versuchsaufbau ausgewählter Verschleißtests

4.3.1 Multiscratchtest

Der Multiscratchtest, eine abgewandelte Form des Scratchtests, diente zur Untersuchung der Verschleißfestigkeit einer Oberfläche und eines Gegenkörpers gegen Gleitverschleiß. Die Oberflächen der Proben wurden dazu mit Schleifpapier der Körnung 1200 einheitlich geschliffen. Der Versuchsaufbau ist in Abbildung 4-7a zu sehen. Als Verschleißpartner wurde jeweils eine Kugel aus Kugellagerstahl 100Cr6 mit einem Durchmesser von 5 mm verwendet. Die planparallel bearbeitete Probe wurde in der Vorrichtung seitlich mit Schrauben befestigt. Die Kugel wurde so in eine Halterung eingespannt, dass sie nicht verrutschen oder rollen konnte. Die Bewegung der Kugel war während des Versuches linear und bidirektional auf der Probenoberfläche. Dies führte zu einer gleitenden Beanspruchung der Verschleißpartner. Die Gleitrichtung wechselte dabei im Gegensatz zu Stift-Ring- und Stift-Scheibe-Test zweimal pro Zyklus. Die verwendeten Prozessparameter sind in Tabelle 4-3 dargestellt. Sie entsprachen den Parametern, die von /GAL1/ verwendet wurden, um einen direkten Vergleich von laserbeschichteten mit laserlegierten Oberflächen zu ermöglichen. Nach dem Versuch wurde als vergleichbare Messgröße die Profiltiefe der entstandenen Verschleißspur senkrecht zur Bewegungsrichtung mit Hilfe eines Rauhtiefenmessgerätes bestimmt.

Tabelle 4-3: Parameterübersicht des Multiscratchtest

Last	20 N
Anzahl der Zyklen (hin und zurück = 1 Zyklus)	250
Gegenkörper	Kugel (Kugellagerstahl 100Cr6)
Kugeldurchmesser	5 mm
Verfahrweg	3 mm
Verfahrgeschwindigkeit	50 mm/min

4.3.2 Stift-Scheibe-Test

Beim Stift-Scheibe-Test wurde ein kugelförmiger Gegenkörper mit einer definierten Last außermittig auf die geschliffene Probenoberfläche gedrückt. Der Probenkörper wurde in Rotation versetzt. So entstand auf der Probe eine kreisförmige Verschleißspur, die vom Gegenkörper mehrmals unidirektional durchfahren wurde. Die Kugel wurde derart befestigt, dass sie gegen Rollen gesichert war, so dass es zu Gleitverschleiß auf der Probe kam. Der Versuchsaufbau (Abbildung 4-7b) befand sich in einer Vakuumkammer, wodurch Versuche bei verschiedenen Umgebungsmedien durchgeführt werden konnten. Als Umgebungsbedingungen wurden Luft mit konstanter Luftfeuchte von 50 % und Vakuum verglichen, um den Einfluss des Luftsauerstoffes auf den Verschleißprozess der Beschichtungen zu untersuchen. Die Versuchsparameter sind in Tabelle 4-4 dargestellt.

Tabelle 4-4: Parameterübersicht des Stift-Scheibe-Tests

Last	1 N
Umgebungsmedium	Luft (50% Luftfeuchte) / Vakuum
Gegenkörper	Kugel (Kugellagerstahl 100Cr6)
Kugeldurchmesser	6 mm
Spurdurchmesser	12 mm
Verfahrweg / Umdrehungen	1000 m / 26540
Verfahrgeschwindigkeit	6 m/min

4.3.3 Stift-Ring-Test

Mit diesem Versuch wurde ebenfalls der Gleitverschleiß der Oberflächen untersucht. Der Versuchsaufbau (Abbildung 4-7c) erlaubte die Untersuchung des Verschleißverhaltens mit und ohne Schmiermittel in einem Temperaturbereich von Raumtemperatur (RT) bis 140°C. Unterhalb der Probe konnte zu diesem Zweck ein beheizbares Ölbad angebracht werden, in das die Probe teilweise eingetaucht wurde. Der Probekörper in Form eines außen laserbeschichteten Rings mit einer Breite von 20 mm und einem Durchmesser von 60 mm wurde in diese Vorrichtung eingespannt. Als Gegenkörper diente ein Stahlstift aus Kugellagerstahl 100Cr6 mit einem Kugelradius von 12 mm an der Stirnseite. Von oben wurde dieser Stahlstift mit einer definierten Last auf die Probe gedrückt. Der Probekörper wurde mit einer Geschwindigkeit von 190 mm/s unidirektional unter dem feststehenden Stahlstift gedreht. Die zurückgelegte Wegstrecke wurde so gewählt, dass sich ein stabiler Verschleißprozess einstellen konnte, d.h. der Reibkoeffizient nahm einen konstanten Wert an. Die Parameter des Stift-Ring-Tests sind in Tabelle 4-5 dargestellt.

Tabelle 4-5: Parameterübersicht des Stift-Ring-Tests

Last	27 N
Anzahl der Umdrehungen	5300
Verschleißweg	1000 m
Probendurchmesser	60 mm
Geschwindigkeit	190 mm/s
Gegenkörper	gehärteter Stahlstift (100Cr6)
Stahlstiftradius	12 mm, geschliffen
Schmierstoff	-- / Motoröl 5W40
Temperaturbereich	RT-140°C

4.3.4 Fretting-Test

Wenn metallische Oberflächen längere Zeit aufeinander gepresst werden, kommt es aufgrund von Vibrationen und damit verbundenen Relativbewegungen zu Reaktionen wie Mikroverschweißungen, die dazu führen können, dass die Oberflächen miteinander kaltverschweißen. Das Ziel der Fretting-Tests war es deshalb, den Einfluss der Adhäsion zwischen Metallen, speziell die Neigung zum Kaltverschweißen von Oberflächen zu untersuchen.

Die Versuchsanordnung befand sich in einer Vakuumkammer, die die Untersuchung in Vakuum sowie anderen Umgebungsmedien möglich machte. Die Proben wurden als Scheiben mit planparallelen Oberflächen und einer Dicke von ca. 4 mm vorbereitet. Sie wurde in einen entsprechenden Halter eingespannt. Als Gegenkörper wurde ein Stahlstift (100Cr6) mit einem Radius von 10 mm eingesetzt. Die Belastungsphase dauerte jeweils 9 s. Währenddessen wurde der Stift mit einer Last von 18 N auf die Oberfläche gedrückt. Er oszillierte mit einer Amplitude von 50 µm und einer Frequenz von 210 Hz auf der Oberfläche. Die Kraft, die benötigt wurde, um die beiden Oberflächen anschließend zu trennen, wurde aufgezeichnet. Sie war ein Maß für die Neigung der beteiligten Metalle zum Kaltverschweißen. Nach 7 s Entlastung begann der Prozess wieder von vorn. Die Last wurde mit 18 N so gewählt, dass Vergleiche zu Stift-Scheibe- und Stift-Ring-Versuchen möglich waren. Während der Versuchsdauer wurden neben der Adhäsionskraft auch die Reibkraft und der Reibkoeffizient aufgezeichnet.

Drei verschiedene Materialien wurden während der Testserie untersucht. Es handelte sich dabei um den Grundwerkstoff AZ91, die Beschichtung mit AlSi30 und die Beschichtung mit WE54 + 15 % AlSi40, jeweils auf AZ91. Da bisher noch keine Ergebnisse zu Frettingversuchen an Magnesiumlegierungen vorliegen, können die erhaltenen Ergebnisse als Basiswerte für weitere Untersuchungen ähnlicher Materialien verwendet werden. Tabelle 4-6 zeigt die Parameter des Frettingtests.

Tabelle 4-6: Parameterübersicht des Fretting-Tests

Statische Last	18 N
Belastungsdauer	9 s
Entlastungsdauer	7 s
Temperatur	22 ± 2°C
Gegenkörper	gehärteter Stahlstift (100Cr6)
Radius des Stahlstifts	10 mm, geschliffen
Frequenz	210 Hz
Amplitude	50 µm
Vakuum	1...3*10 ⁻⁶ mbar

4.4 *Untersuchungsmethode des Korrosionsverhaltens*

An den Beschichtungswerkstoffen wurden Dauertauchtests durchgeführt, um die Korrosionsbeständigkeit der Schichten in Cl⁻-haltiger Umgebung zu bestimmen. Mit diesen Tests sollte herausgefunden werden, wie die ausgewählten Beschichtungswerkstoffe neben der Verschleißbeständigkeit die Korrosionsbeständigkeit an der Oberfläche beeinflussen haben. Die Proben wurden so eingebettet, dass nur die Beschichtung in Kontakt mit dem Korrosionsmedium treten konnte. Zur Versuchsvorbereitung wurde die Oberfläche mit Papier der Körnung 1200 fein geschliffen. Abbildung 4-8 zeigt die Oberfläche einer magnesiumhaltige Schicht vor Beginn des Korrosionstests. Anschließend wurde die Probe noch mit Alkohol gut gereinigt. Der Alkohol griff die Oberfläche nicht an und ließ sich rückstandslos entfernen.

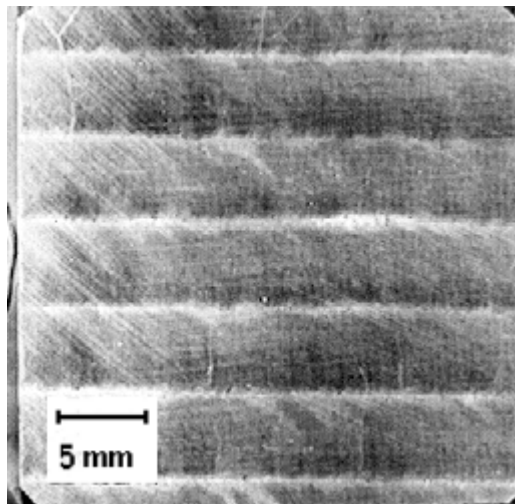


Abbildung 4-8: Geschliffene Probe vor Beginn des Korrosionstests

Die Probe mit einer Grundfläche von 30 mm x 30 mm wurde in eine Cl⁻-haltige Lösung (30 g/l NaCl in H₂O) eingetaucht. Das Gefäß wurde luftdurchlässig abgedeckt, damit keine Verunreinigungen hineingelangen konnten. Die Versuchsdauer betrug jeweils 16 Stunden. Nach dem Herausnehmen wurden die Proben sorgfältig gesäubert, getrocknet und sofort fotografiert. Dem Dauertauchtest wurden sowohl Schichten aus magnesiumhaltigen Pulvern als auch Schichten aus magnesiumfreien AlSix-Pulvern unterzogen. Pro Beschichtung wurden mindestens zwei Proben untersucht. Eine Liste der untersuchten Beschichtungswerkstoffe ist in Tabelle 4-7 aufgeführt.

Tabelle 4-7: Übersicht der durchgeführten Dauertauchtests

Grundwerkstoff	Beschichtung
<i>Grundwerkstoff</i>	
AZ91	--
WE54	--
<i>Schichten aus magnesiumhaltigen Pulvern</i>	
WE54, AZ91	• WE54 + 25% Al
WE54, AZ91	• WE54 + 25% AlSi12 • WE54 + 25% AlSi60 20% AlSi60
AZ91	• WE54 + 25% NiAl40/60
<i>Schichten aus magnesiumfreien Pulvern</i>	
AZ91	• AlSi20 • AlSi30

5 Ergebnisse und Auswertung

5.1 *Beschichtungsprozess*

Die Ergebnisse aus der Prozessoptimierung für die Beschichtung der ausgewählten Magnesiumlegierungen werden hier allgemein kurz erläutert, bevor auf die einzelnen Beschichtungswerkstoffe im Einzelnen näher eingegangen wird.

Die Oberfläche der zu beschichtenden Grundwerkstoffe aus Magnesiumlegierungen wurde unmittelbar vor der Bearbeitung mit Schleifpapier aufgeraut, um die sich bildende Oxidschicht minimal zu halten und die Einkopplung des Laserstrahls zu verbessern. Die verschiedenen Legierungszusätze ließen sich mit Hilfe des Lasers zu optisch guten Einzelspuren mit glatter Oberfläche beschichten. Welchen Einfluss dabei die einzelnen Prozessparameter allgemein auf einen Beschichtungsvorgang hatten, ist im Kapitel 4.2.2 nachzulesen. Die Laserleistung variierte beim Laserbeschichten von Magnesiumlegierungen zwischen 1800 und 2400 W. Mit steigender Leistung brannte das Magnesium verstärkt ab, was mit einer verminderten Schichthöhe verbunden war. Bei den magnesiumhaltigen Beschichtungspulvern nahm die Stärke des Abbrandes auch mit steigender Pulverförderrate zu, so dass die optimale Vorschubgeschwindigkeit für eine durchschnittliche Schichthöhe von 2 mm mit 600 mm/min etwas niedriger gewählt wurde. Bei stechender Anordnung der Beschichtungsdüse befand sich diese im Magnesiumabbrand, der sich bei diesen Pulvern oberhalb der Bearbeitungszone bildete. Dadurch erhitze sich die Düse unnötig und setzte sich schneller zu. Aus diesen Gründen wurde die schleppende Anordnung bei den Beschichtungsversuchen mit Magnesiumlegierungen bevorzugt. Außerhalb des Schutzgaseinflusses brannte der entstehende Mg-Metalldampf ab und Rückstände davon setzten sich auf dem Schutzglas der Laseroptik ab. Ist das Schutzglas zu stark verschmutzt, kam es zu einer Rückreflektion des Laserstrahls in die Laseroptik. Dies sollte verhindert werden, da die Linse zerstört wurde, aufgrund thermischer Spannung, die durch starke lokale Erwärmung entstand. Eine regelmäßige Kontrolle des Schutzglases war deshalb notwendig. Die Verwendung von Argon als Schutzgas führte zu einer rauen Oberfläche der Beschichtung durch Pulverpartikel, die unaufgeschmolzen auf der Oberfläche hafteten. Argon drängte aufgrund der höheren Dichte den Metalldampf besser von der Düsenspitze ab als Helium. Eine Mischung von Argon und Helium (7 l/min He und 1-3 l/min Ar) als Schutzgas führte zu einer genügend glatten Beschichtungsoberfläche und der Magnesiumabbrand wurde sogar noch stärker von der Laseroptik weggedrückt als nur mit Argon allein, wie in Abbildung 5-1 schematisch gezeigt wird. Allerdings war der Schichtaufbau etwas geringer aber ausreichend hoch, weil der Metalldampf genau über der gerade entstehenden Beschichtung abbrannte.

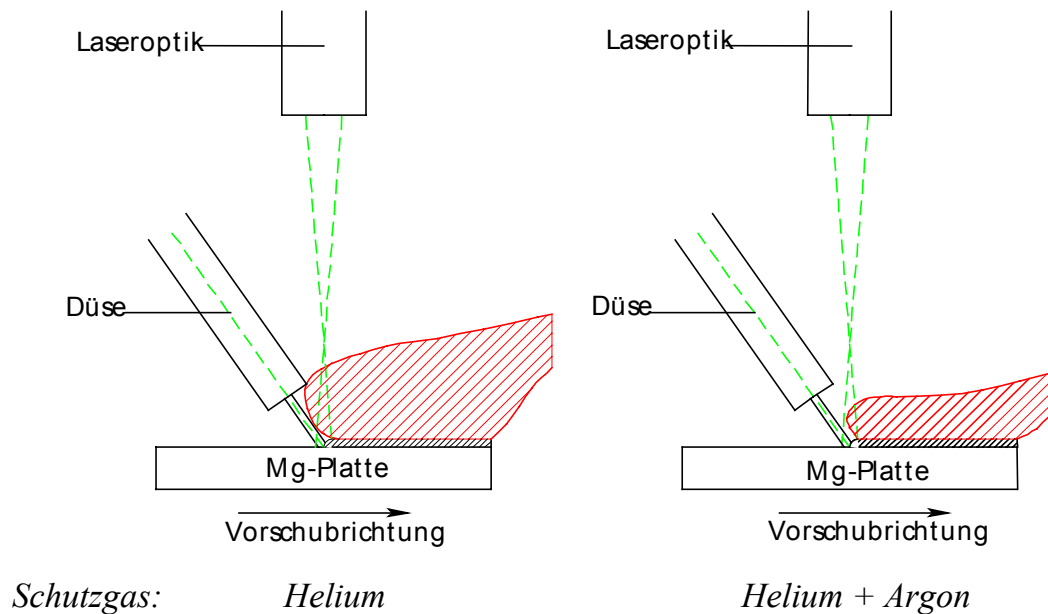


Abbildung 5-1: Beschichtung mit magnesiumhaltigem Pulver: Abbrandverhalten bei Verwendung von Helium als Schutzgas (links) und einer Mischung aus Helium und Argon (rechts)

Magnesiumhaltige Pulvermischungen mit Nickel als Zusatz ließen sich mit sehr guter Oberflächenqualität beschichten. Jedoch war die Schichtdicke nur gering, da ein Teil des Magnesiums während des Prozesses abbrannte. Außerdem wurden die Nickel-Partikel nicht vollständig aufgeschmolzen. Rissbildung war hier nur selten zu beobachten. Auch die magnesiumhaltigen Beschichtungen mit AlSix-Legierungen als Zusatz zum WE54-Pulver führten zu einer optisch guten Schichtqualität. Die Partikel schmolzen vollständig auf und ließen die Schicht nur geringfügig mit dem Grundwerkstoff aufmischen. Jedoch traten während der Abkühlphase ab einem Gehalt von 20 % AlSix häufig Risse auf, die quer zur Beschichtungsrichtung durch die gesamte Spur verliefen. Die magnesiumhaltigen Beschichtungen mit WE54 + 15 Gew.% Al-Si40 und zusätzlicher Hartstoffdispersion aus SiC ließ sich umso schlechter fördern, je größer der Anteil an SiC war, so dass der maximale Gehalt an SiC auf 15 Gew.% beschränkt wurde. Die SiC-Partikel waren aufgrund ihrer Herstellung scharfkantig, was sich negativ auf das Förderverhalten des gemischten Pulvers auswirkte. Dieser Effekt wurde durch das beim Beschichten notwendige Abscheiden des Trägergases vor Erreichen der Düse noch verstärkt.

Die magnesiumfreien Beschichtungspulver der AlSix-Legierungen ließen sich ebenfalls mit einer guten optischen Qualität beschichten. Die Aufmischung konnte durch geeignete Prozessparameter gering gehalten werden. Risse traten an der Oberfläche nur selten auf, aber im Aufmischungsbereich wurden feine Risse beobachtet, die sich jedoch nicht durch die Beschichtung fortsetzten.

Die Qualität der Schichtanbindung war ebenfalls vom Grundmaterial abhängig. Sie war bei der Knetlegierung WE54 besser als bei der Gusslegierung AZ91. Bei AZ91 als Grundwerkstoff war bei den Beschichtungsversuchen eine um ca. 200 W höhere Laserleistung erforderlich, um ähnliche Schichtqualitäten zu erreichen, wie sie mit WE54 als Grundmaterial erzielt werden konnten. Im Grundwerkstoff gelöste Gase wurden während des Beschichtungsprozesses wieder frei gesetzt. Es kam zur Bildung von einigen Poren. Während des Abkühlprozesses hatten diese eingeschlossenen Gase nicht genügend Zeit, um in der Schicht bis an die Oberfläche zu gelangen und zu entweichen. Außerdem war die Verdampfungstemperatur von Zink so gering, dass ein Teil davon während des Beschichtungsprozesses beim Grundwerkstoff AZ91 verdampfen und ebenfalls Poren verursachen konnte. Das Gefüge der Beschichtung war bei allen untersuchten Schichtzusammensetzungen aufgrund der raschen Abkühlung während des Laserprozesses sehr feinkörnig.

5.2 Gefügeuntersuchungen

In diesem Kapitel werden die Gefüge der untersuchten Beschichtungen charakterisiert. Hierfür wurden Proben verwendet, die hinsichtlich der optischen Beurteilung gute Schichten mit möglichst geringer Aufmischung, linsenförmigem Querschnitt der Beschichtungsspur und gleichmäßiger Spurhöhe von 2 mm sowie möglichst Rissfreiheit aufwiesen. Die Bestimmung der auftretenden Phasen erfolgte anschließend anhand von Quer- und einigen Längsschliffen. Sie erfolgte hauptsächlich mit Hilfe von EDX-Untersuchungen am REM, dem Vergleich mit den binären Zustandsdiagrammen der Hauptlegierungselemente in Kombination mit Magnesium und wurde anhand von lichtmikroskopischen Aufnahmen miteinander verglichen. Untersuchungen mit dem Diffraktometer wurden für die magnesiumhaltigen Schichten durchgeführt, die einzelnen Gefügebestandteile konnten aber nicht einwandfrei identifiziert werden, da dort viele verschiedene Phasen auftraten und ihr Gesamtanteil im Vergleich zur untersuchten Fläche für einen EDX-Nachweis zu gering war. Vervollständigt wurde die Charakterisierung durch Härteverläufe, die an den Schliffen von der Oberfläche der Beschichtung bis in den Grundwerkstoff hinein vorgenommen wurden /PET1/.

5.2.1 Schichten aus magnesiumhaltigen Pulvern

5.2.1.1 WE54 + Nickel (in Nicrobor20 bzw. NiAl 80/20)

Die Schmelztemperatur des Nickels (1455°C) liegt weit über der Verdampfungstemperatur von Magnesium (1090°C). Dadurch konnte das Schmelzbad während des Beschichtungsprozesses nicht die Temperatur erreichen, die erforderlich ist um die Nickelpartikel vollständig aufzulösen. Dies galt für alle verwendeten nickelhaltigen Zusatzwerkstoffe. Es bildete sich die intermetallische Phase Mg_2Ni aus, die durch die

hohe Abkühlgeschwindigkeit der Laserbearbeitung als nadelförmige Struktur in eine sehr feinkörnige eutektische Matrix eingebettet war (siehe Abbildung 5-2). Ein erneutes Umschmelzen löste einen weiteren Teil des Nickels und bildete einen höheren Anteil an Mg_2Ni , die Nickelpartikel wurden dennoch nicht vollständig aufgelöst. Direkt an der Oberfläche bildete sich eine ca. 200 μm dicke Schicht aus eng nebeneinander liegenden Mg_2Ni -Nadeln (beobachtet bei Nicrobor20). Die Härte war an dieser Stelle sehr hoch. Einzelmessungen ergaben für die Mg_2Ni -Nadeln durchschnittliche Werte von 560 HV0.2.

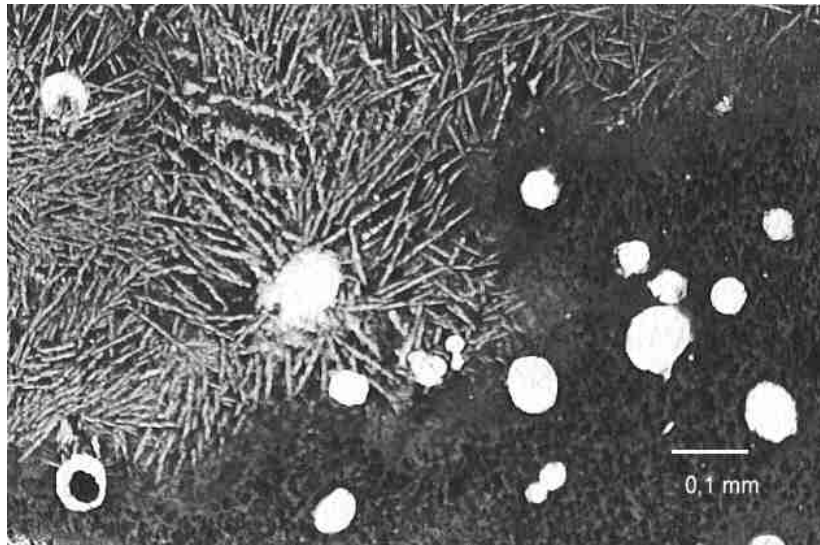


Abbildung 5-2: Querschliff einer Beschichtung (einstufig) mit WE54 + 30 Gew.% Nicrobor20

An den Härteeindrücken kam es zur Bildung von Rissen. Das wies darauf hin, dass diese Phase nicht nur hart, sondern auch spröde war. Über das gesamte Gefüge verteilt traten feine Ausscheidungen mit Anteilen an Aluminium, Neodym und Yttrium mit einer Größe von $< 1 \mu\text{m}$ auf. Um welche Phase es sich handelt, blieb dabei offen. Wahrscheinlich handelte es sich um zwei verschiedene binäre Phasen aus Al-Nd und Al-Y. In der Literatur gab es keine Hinweise auf die Bildung einer ternären Phase aus Al-Nd-Y. Wie bereits erwähnt wurde, konnten die Diffraktometeruntersuchungen keinen Aufschluss geben, um welche Phasen es sich dabei handelte. Genauere Angaben können nur mit TEM-Untersuchungen gewonnen werden /PAR1, RAY2, VIL1/.

Die Härte konnte mit nickelhaltigen Beschichtungen durch das einstufige Beschichten nur unmittelbar an der Oberfläche geringfügig verbessert werden. Schon 10 Gew.% Zusatz von NiAl80/20 brachten eine leichte Härtesteigerung, die aber zu einem großen Teil auf das sehr feinkörnige Gefüge der Laserbeschichtung zurückzuführen war. Der Nickelgehalt war hier entsprechend zu gering, um eine massive Härtesteigerung zu erzielen. Bei 20 Gew.% Zusatz lag die erreichte Härte in einem Oberflächenabstand von 1 mm bei 120 HV0.2. Die maximale Härte von 220 HV0.2 wurde bei einem Le-

gierungsanteil von 30 Gew.% nur unmittelbar an der Oberfläche erreicht. Die Härte sank dann allmählich im weiteren Verlauf in Richtung des Grundwerkstoffes ab. Das nochmalige Umschmelzen führte zu keinem wesentlichen Anstieg der maximalen Härte, vergrößerte jedoch den Bereich mit einer Härtesteigerung gegenüber dem Grundwerkstoff (Abbildung 5-3).

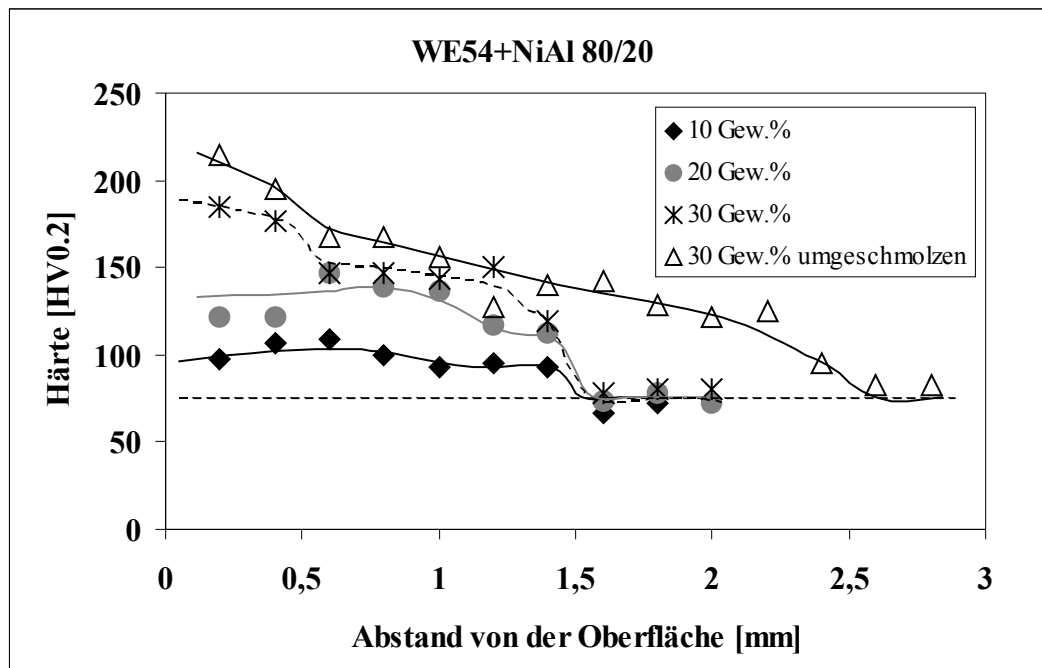


Abbildung 5-3: Härteverlauf der Beschichtungen mit WE54 + NiAl 80/20 auf WE54 als Grundwerkstoff

5.2.1.2 WE54 + AlSix³

Bei allen Beschichtungen aus magnesiumhaltigen Mischungen von WE54 + AlSix erhöhte sich mit zunehmendem AlSix-Gehalt der Anteil der intermetallischen Phasen $Mg_{17}Al_{12}$ und Mg_2Si . Besonders $Mg_{17}Al_{12}$ versprödete dabei zunehmend das Gefüge, wodurch sich auch die Neigung zur Rissbildung weiter verstärkte. Bei 10 Gew.% AlSix stiegen die Härtewerte nur im oberflächennahen Bereich der Schichten an (Abbildung 5-4), obwohl die Schichtdicke bei allen Gehalten an AlSix vergleichbar war. Hier wurde auch eine geringere maximale Härte als bei höheren Legierungsgehalten erreicht. Stieg der Anteil an AlSix auf 20 Gew.% verteilten sich die intermetallischen Phasen bereits gleichmäßiger in der Beschichtung und sorgten in einem größeren Oberflächenabstand noch für eine Härtesteigerung. Bei 30 Gew.% AlSi40 und AlSi60 war die Verteilung des Mg_2Si in der Spur noch homogener und die

³ AlSix: als Legierung verdünnte Pulver mit variablen Siliziumgehalten (AlSi25, AlSi30, AlSi40 und AlSi60)

hohe Härte gleichmäßig bis in eine Tiefe von 1 mm unterhalb der Oberfläche zu finden. Die Neigung zur Rissbildung während des Beschichtens sorgte dafür, dass rissfreie Schichten für alle AlSi_x-Legierungen bei 30 Gew.% nur durch Vorwärmung des Grundwerkstoffs auf 100°C hergestellt werden konnten, weil dadurch die thermischen Spannungen reduziert werden konnten.

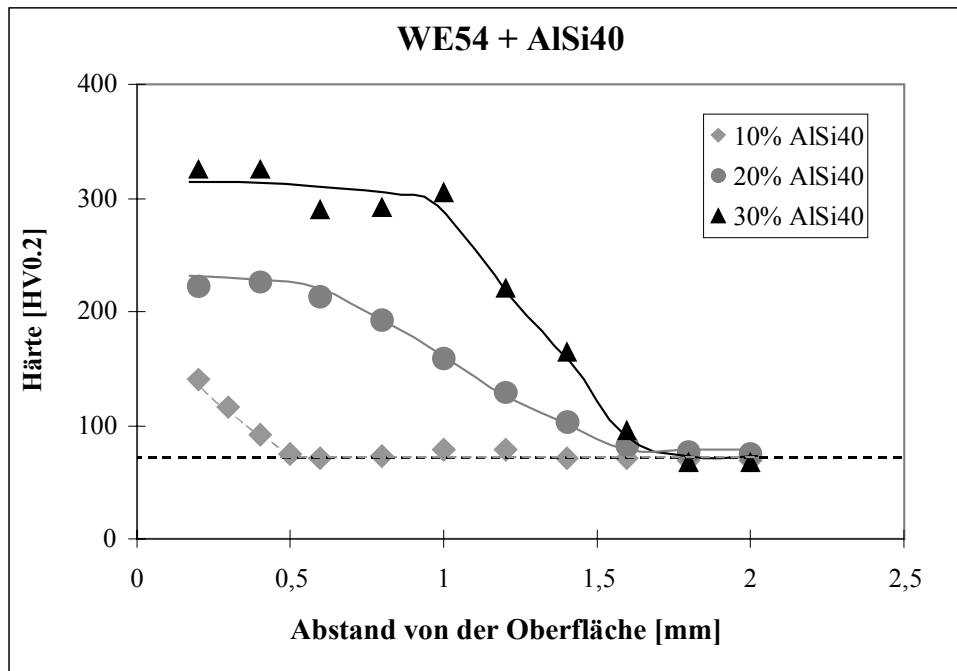


Abbildung 5-4: Härteverlauf mit steigendem Anteil an AlSi₄₀ in der Beschichtung (Grundwerkstoff WE54)

Der ansteigende Siliziumgehalt von AlSi₂₅ bis AlSi₆₀ sorgte für einen höheren Anteil an der intermetallischen Phase Mg₂Si im Gefüge, wodurch die maximal erreichbare Härte zunahm. Bei Mischungen von WE54 mit 30 Gew.% AlSi_x wurden für AlSi₂₅ 180 HV_{0.2} erreicht, für AlSi₄₀ bereits 300 HV_{0.2} und für AlSi₆₀ sogar schon mehr als 350 HV_{0.2}.

In Abbildung 5-5 ist das Gefüge der Beschichtung WE54 + 30 Gew.% AlSi₄₀ im Querschliff zu sehen. Die intermetallische Phase Mg₂Si bildete sich facettenartig in Form von Dendriten aus. Sie war umgeben von einem eutektischen Gefüge, in der auch die Phase Mg₁₇Al₁₂ vorkam.

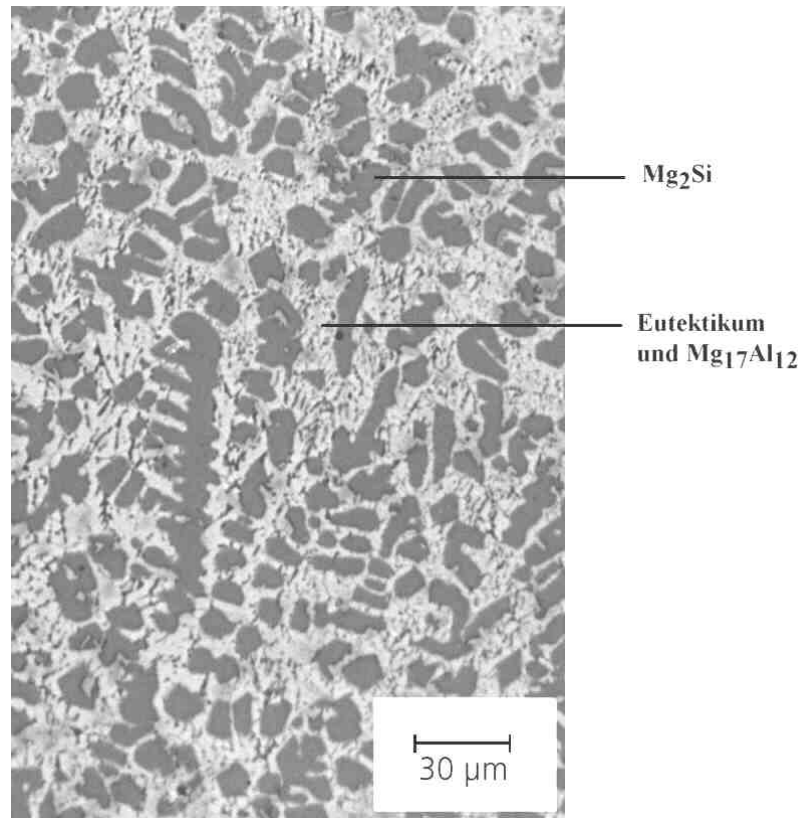
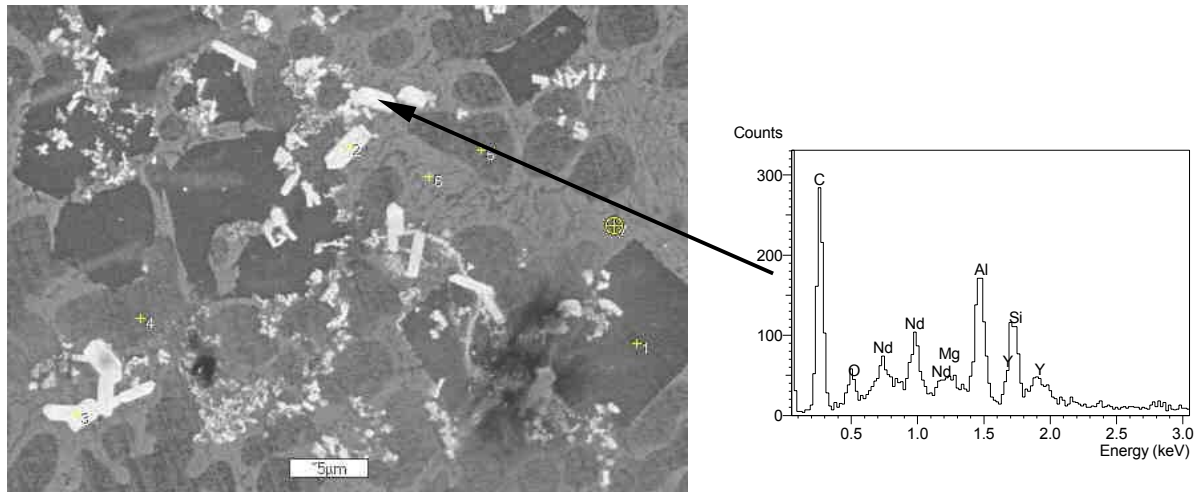
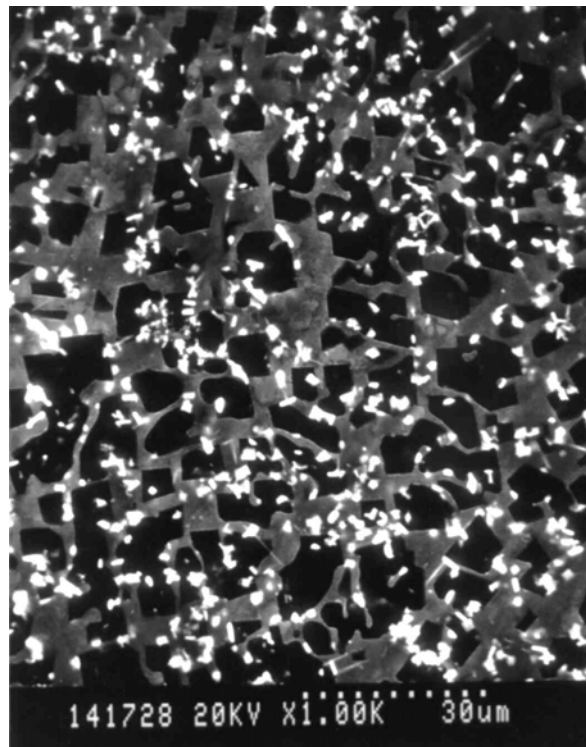


Abbildung 5-5: Querschliff einer Beschichtung mit WE54 + 30 Gew. % AlSi40

In den EDX-Untersuchungen waren außerdem noch weitere Phasen zu erkennen. Ein Beispiel gibt Abbildung 5-6. In dem eutektischen Gefüge fanden sich die Seltenen Erden und Neodym nur in Spuren. Die Seltenen Erden waren sehr reaktionsfreudig und bildeten mit Aluminium feine Ausscheidungen mit Durchmessern von 1 bis 3 μm . Diese traten gleichmäßig verteilt im gesamten Gefüge auf und konnten auch bereits bei den Ni-haltigen Beschichtungen beobachtet werden. Sie weisen neben Aluminium auch einen höheren Anteil an Y und Nd als die sie umgebende Matrix auf. Auf diese feinkörnigen Ausscheidungen wurde bereits in Kapitel 5.2.1.1 näher eingegangen.



WE54 + 15 Gew. % AlSi40



WE54 + 20 Gew.% AlSi60

Abbildung 5-6: REM-Abbildung der Beschichtungen mit WE54 + AlSi40 bzw. AlSi60

5.2.1.3 WE54 + AlSi40 + SiC

Mit der Zugabe der Hartstoffpartikel sollte die Verschleißbeständigkeit der Beschichtungen noch zusätzlich verbessert werden. Die SiC – Hartstoffpartikel wurden gleichmäßig mit guter Haftung zu den anderen Bestandteilen in das Gefüge eingebettet. Die Temperaturen waren während des Laserprozesses erwartungsgemäß nicht hoch genug, um diese Partikel aufzuschmelzen. Die Gefüge entsprachen ansonsten den im

vorherigen Kapitel erwähnten Beschichtungen. Die Hartstoffpartikel wirkten sich damit auch nicht auf die weitere Gefügeausbildung aus, wie auch in der Abbildung 5-7 zu sehen ist.

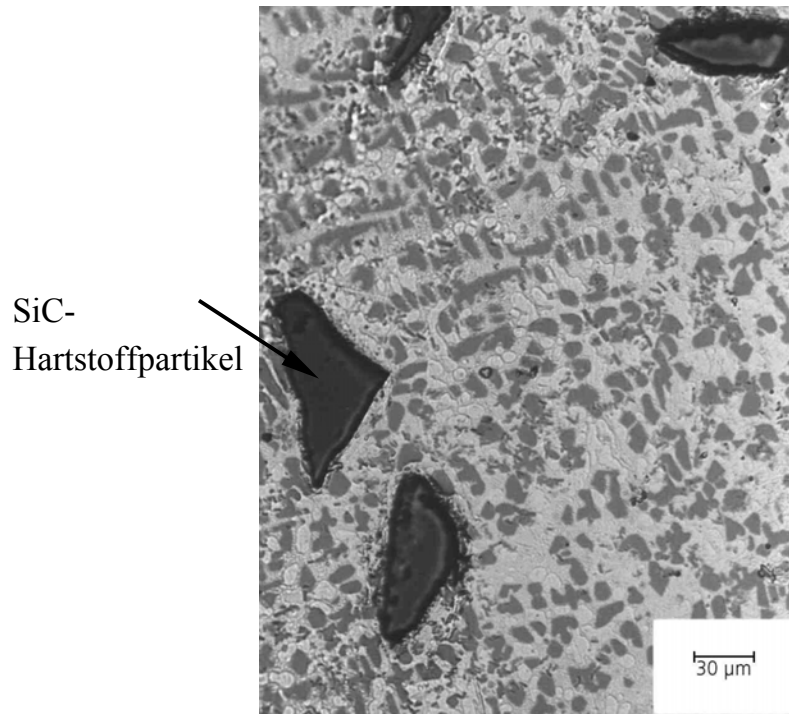


Abbildung 5-7: Magnesiumhaltige Beschichtung mit WE54 + 15 Gew.% AlSi40, dispergiert mit 5 Gew.% SiC

5.2.2 Schichten aus magnesiumfreien AlSix - Pulvern

AlSix-Legierungen mit Gehalten von 20 bis 60 Gew.% Si (siehe Kapitel 4.1) wurden ebenfalls auf ihre Eignung als Beschichtungswerkstoff untersucht. Die Gefüge der Beschichtungen auf Magnesiumlegierungen bestanden aus Primärsilizium, Aluminium sowie einem Eutektikum aus Aluminium und Silizium. Zusätzlich kam es durch die Aufmischung mit dem Magnesium aus dem Grundwerkstoff zur Bildung der intermetallischen Phasen Mg_2Si und binärer Phasen aus Magnesium und Aluminium.

Die Phase $Mg_{17}Al_{12}$ konnte mit Hilfe des EDX nachgewiesen werden, aber die Untersuchungen am Diffraktometer konnten diese Phase nicht einwandfrei von anderen Phasen aus Magnesium und Aluminium unterscheiden. Da auf der aluminiumreichen Seite des Phasenzustandsdiagrammes theoretisch auch die Phase Mg_2Al_3 gebildet werden konnte und das zu beschichtende Pulver dazu einen ausreichend hohen Aluminiumanteil erreicht hat, konnte die Bildung des Mg_2Al_3 besonders in der Aufmischungszone nicht ausgeschlossen werden. Nachfolgend soll deshalb hier allgemein von Mg-Al-Phasen gesprochen werden.

Abbildung 5-8 ist repräsentativ für die Schichten aus magnesiumfreien AlSix-Pulvern. An diesem Beispiel wurden die einzelnen Phasen beschrieben, die bei diesen Beschichtungen auftraten. Während der Erstarrungsphase verarmte die Schmelze rings um die Mg_2Si -Dendriten an Silizium. Dort schied sich Aluminium aus, bis die Schmelze wieder die eutektische Zusammensetzung erreicht hat. Die Mg_2Si -Partikel bildeten sich in der Umgebung der Primärsiliziumkristalle, im Bereich der Korngrenzen zu Magnesiumkörnern. Die intermetallische Phase Mg_2Si trat hier mit etwas veränderter Geometrie als bei den Schichten aus magnesiumhaltigen Pulvern in Form von kleinen, facettenförmigen Dendriten auf (siehe Kapitel 5.2.1). Sie waren hier in der aluminiumreicheren Umgebung scharfkantiger. Die Schmelzbadkonvektion sorgte während des Beschichtungsprozesses für eine gute Durchmischung der Schmelze mit der Oberfläche des Grundwerkstoffes. Aufgrund von Untersuchungen an Querschliffen trat Mg_2Si bei einlagigen Beschichtungen gleichmäßig verteilt in der gesamten Schicht auf, wie auch die nachfolgenden Abbildungen zeigen.

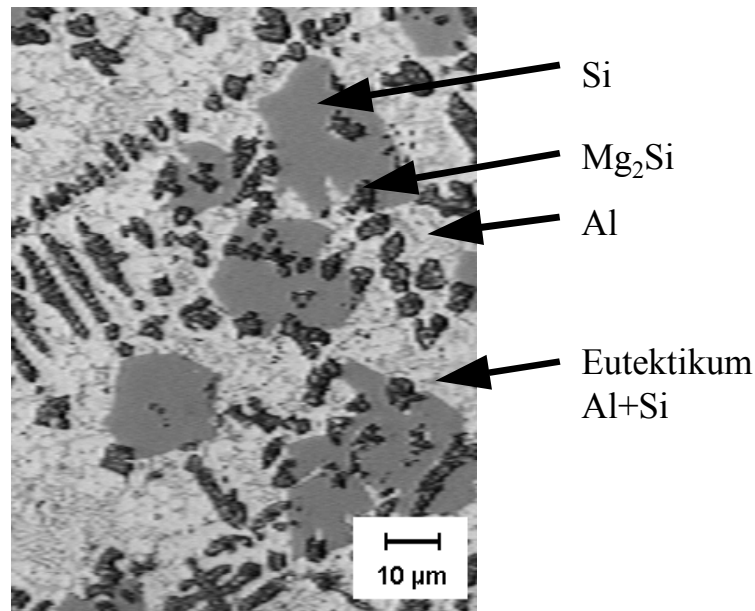
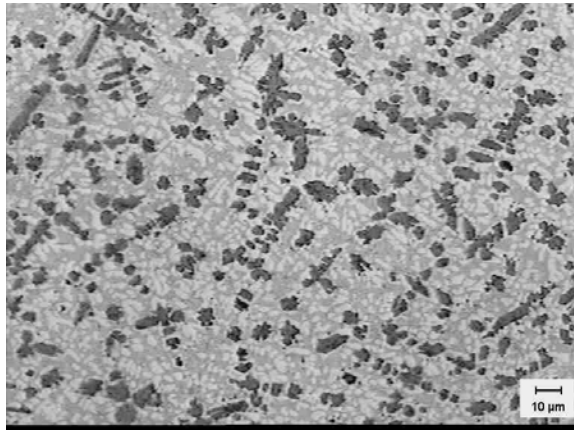


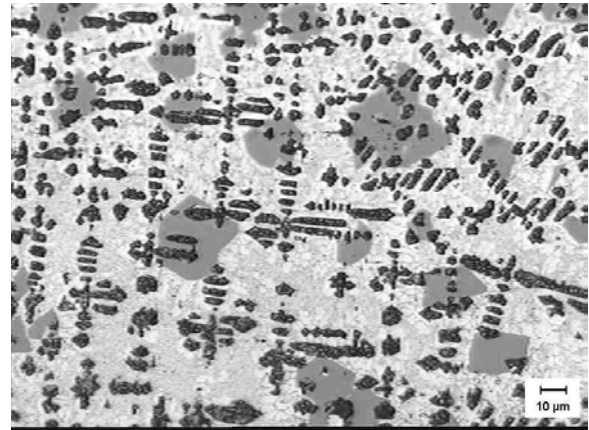
Abbildung 5-8: Querschliff einer Beschichtung von AlSi40 auf WE54

Abbildung 5-9 zeigt Querschliffe von Beschichtungen mit AlSix-Legierungen mit steigendem Siliziumgehalt auf AZ91 als Grundwerkstoff. In Tabelle 5-1 sind die Phasenanteile dieser Beschichtungen mit AlSix-Legierungspulvern für den oberen und den mittleren Schichtbereich sowie den Aufmischungsbereich aufgelistet. Die Anteile an Eutektikum und Aluminium wurden dabei zusammengefasst, da die einzelnen Phasen auf den Schliffbildern aufgrund zu geringer Kontrastunterschiede nicht zweifelsfrei unterschieden werden konnten. Mit steigendem Anteil an Silizium im Gesamtgefüge der Schicht veränderte sich die Ausbildung der einzelnen Gefügebestandteile. Bis zu einem Anteil von 20 Gew.% Si wurde in der lasergenerierten Schicht der gesamte

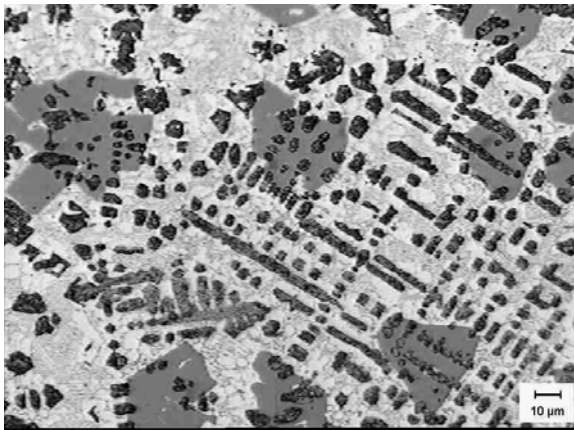
Anteil an Silizium vollständig zur Bildung von Mg_2Si -Dendriten aufgebraucht (Abbildung 5-9a). Die Korngröße der Mg_2Si -Dendriten blieb mit wachsendem Siliziumgehalt konstant. Ab der Legierung AlSi30 stand mehr Silizium zur Verfügung als zur Bildung der intermetallischen Phase Mg_2Si benötigt wurde. Ab diesem Gehalt trat auch primäres Silizium im Beschichtungsgefüge auf. Das Gefüge der Schichten mit AlSi30 bestand aus größeren Körnern von Silizium mit einer mittleren Korngröße von $21\text{ }\mu\text{m}$ und gleichmäßig verteiltem dendritisch ausgebildeten Mg_2Si , eingebettet in eine Matrix aus Aluminium und dem Eutektikum aus Aluminium und Silizium (Abbildung 5-9b). Die Größe der Siliziumkörner stieg mit steigendem Si-Gehalt an und betrug bei AlSi40 im Mittel $35\text{ }\mu\text{m}$ Durchmesser (Abbildung 5-9c), während die Größe der Mg_2Si -Körner hingegen gleich blieb. Ebenso blieb der Anteil an Mg_2Si bis zu einem Gehalt von 40 % Si nahezu gleich, was sich auch in ähnlichen Härtewerten für die Beschichtungen von 20 % bis 40 % Si widerspiegelte. Erst der überwiegende Anteil an Primärsilizium im Gefüge der Beschichtung mit AlSi60 ließ die Härte sehr stark ansteigen. Mit 52 % sorgte der hohe Si-Gehalt der Schicht dafür, dass die primären Siliziumkörner miteinander verwachsen sind (Abbildung 5-9d). Mg_2Si -Dendriten haben hier einen Anteil von 11 % am Gefüge. Der Übergangsbereich von Schicht zu Grundwerkstoff wurde breiter, wenn ein höherer Gehalt an Silizium in der Beschichtung vorhanden war.



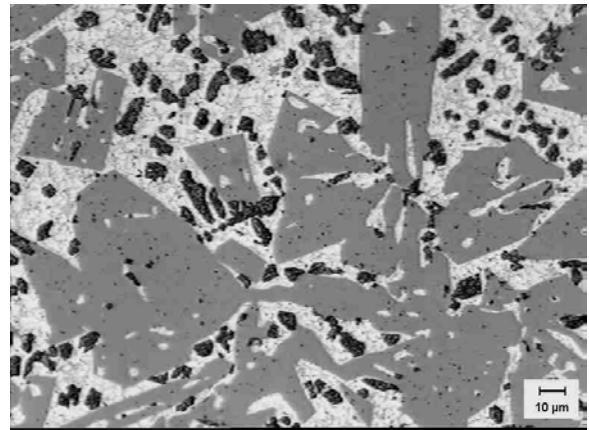
a (AlSi20)



b (AlSi30)



c (AlSi40)



d (AlSi60)

Abbildung 5-9: Querschliffe von Schichten aus $AlSi_x$ -Pulvern beschichtet auf AZ91

Tabelle 5-1: Zusammensetzung verschiedener Schichten an der Oberfläche, der Mitte der Schicht und im Übergangsbereich Schicht-Grundwerkstoff, Phasenverteilung in Gew. %

Schicht	Oben	Mitte	Übergang
AlSi20	0% Si 26% Mg_2Si 74% Al + Eutektikum	nicht gemessen	-- 25% Mg_2Si nicht messbar
AlSi30	9% Si 19% Mg_2Si 72% Al + Eutektikum	17% Si 10% Mg_2Si 73% Al + Eutektikum	2% Si 18% Mg_2Si 80% Al + Eutektikum
AlSi40	21% Si 15% Mg_2Si 64% Al + Eutektikum	13% Si 24% Mg_2Si 63% Al + Eutektikum	7% Si 32% Mg_2Si nicht messbar
AlSi60	52% Si 11% Mg_2Si 37% Al + Eutektikum	nicht gemessen	nicht gemessen

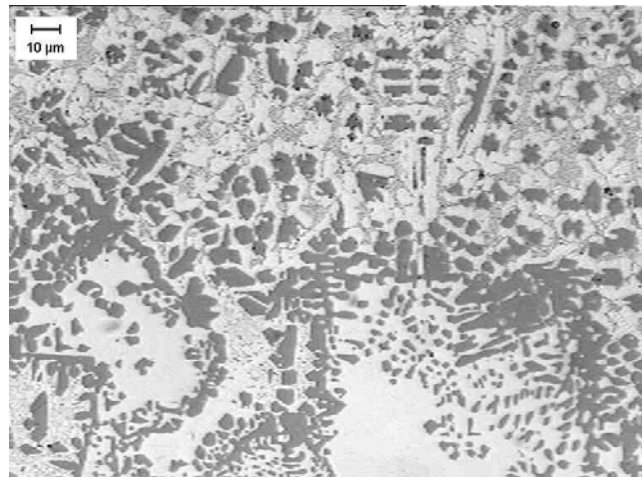
Im Aufmischungsbereich zwischen Beschichtung und Grundwerkstoff traten mehr Poren auf als in der restlichen Schicht. Dort war auch der Anteil an intermetallischen Phasen, besonders an Mg-Al-Phasen, sehr hoch und es kam zusätzlich zur Bildung eines Saumes aus Mg_2Si , der mit steigendem Siliziumgehalt dichter und breiter wurde (Abbildung 5-10a bis c). Ab AlSi30 war der Übergang durch einem scharfen Saum aus Mg_2Si geprägt, der eine zusammenhängende Linie bildete (Abbildung 5-10b). In diesem Aufmischungsbereich veränderte sich die Form der Mg_2Si -Partikel. Sie waren abgerundet und ähnelten nun der Form, die sie in den magnesiumhaltigen Beschichtungen zeigten (vgl. Abbildung 5-5). Diese Gefügeveränderung war mit einem starken Anstieg der Härte verbunden, was zu einer Versprödung bis hin zur Rissbildung führte.

In Abbildung 5-11 waren je ein Ausschnitt aus dem oberen (a) und unteren Schichtbereich (b) für AlSi60 zu sehen. Der Übergang von der Schicht zum Grundwerkstoff war dort geprägt von einem breiten Saum aus Mg_2Si , der einen hohen Anteil am Gesamtgefüge hatte. Dieser Bereich war so hart und spröde, dass Risse auftraten.

Die Abbildung 5-12 zeigt den Härteverlauf für die Beschichtungen bis zu einem Gehalt von 40 Gew.% Silizium. Bei einem noch höheren Siliziumgehalt sorgte der hohe Gehalt an Primärsilizium und intermetallischen Phasen für eine weitere Steigerung der Härte.

Schicht

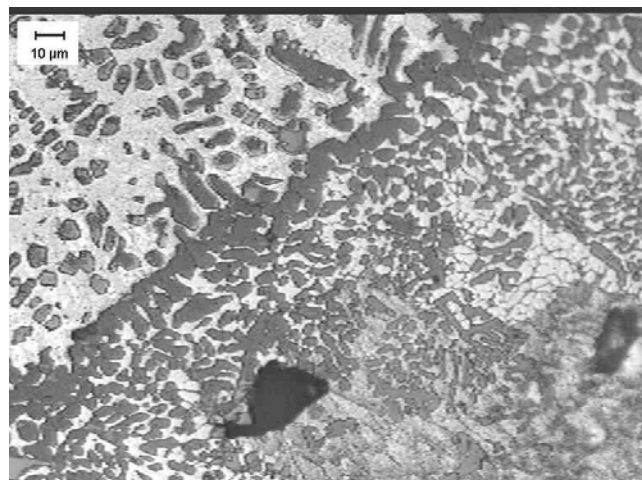
Grundwerkstoff



a) AlSi20

Schicht

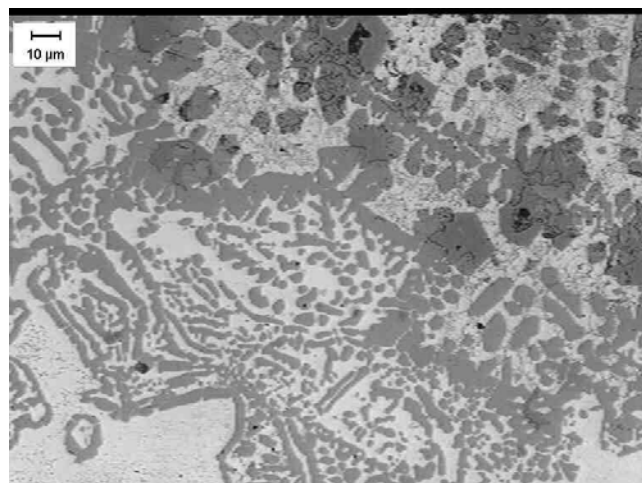
Grundwerkstoff



b) AlSi30

Schicht

Grundwerkstoff



c) AlSi40

Abbildung 5-10: Aufmischungsbereich Schicht-Grundwerkstoff der verschiedenen AlSix-Schichten, bei vergleichbaren Prozessparametern

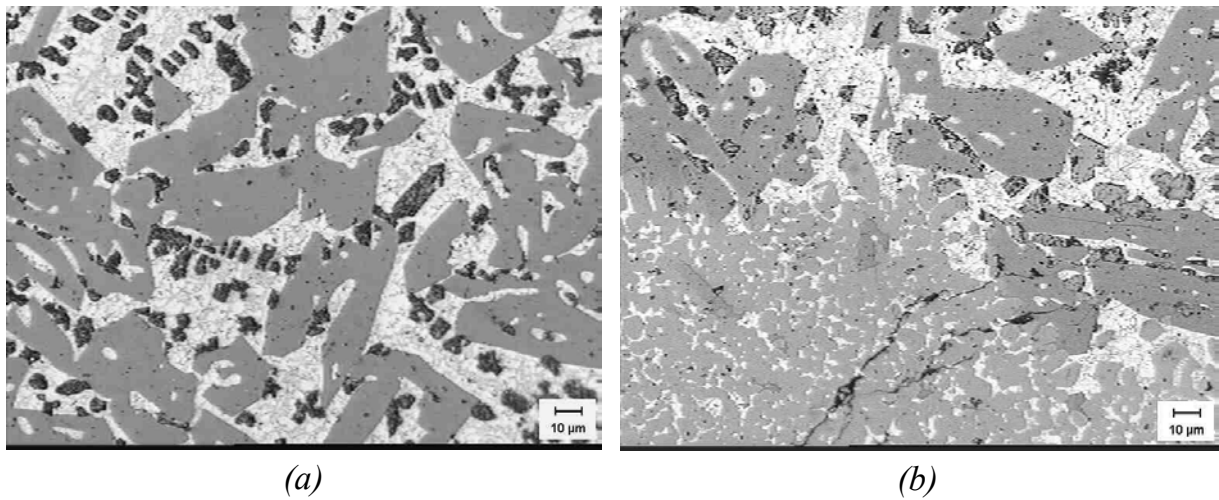


Abbildung 5-11: Querschliffe einer zweilagigen Beschichtung mit AlSi60 auf AZ91, Ausschnitt aus der oberen Spur (a), der unteren Spur mit dem Beginn des Übergangs Schicht-Grundwerkstoff (b)

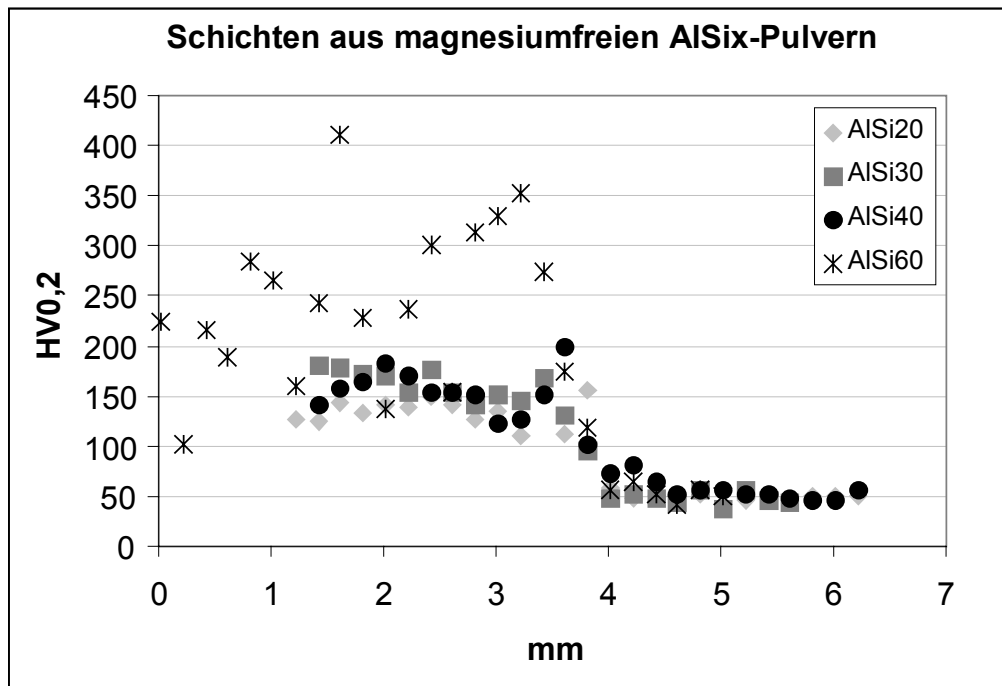
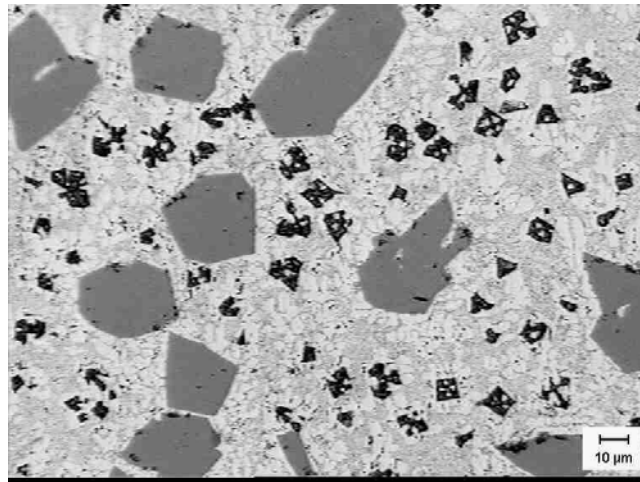


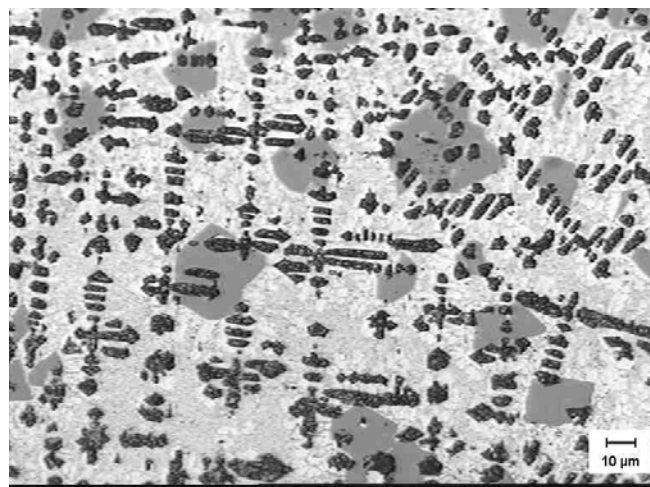
Abbildung 5-12: Härteverlauf von Schichten aus magnesiumfreien AlSix-Pulvern mit steigendem Siliziumgehalt

5.2.3 Herstellung mehrlagiger Spuren am Beispiel der Beschichtung mit AlSi30

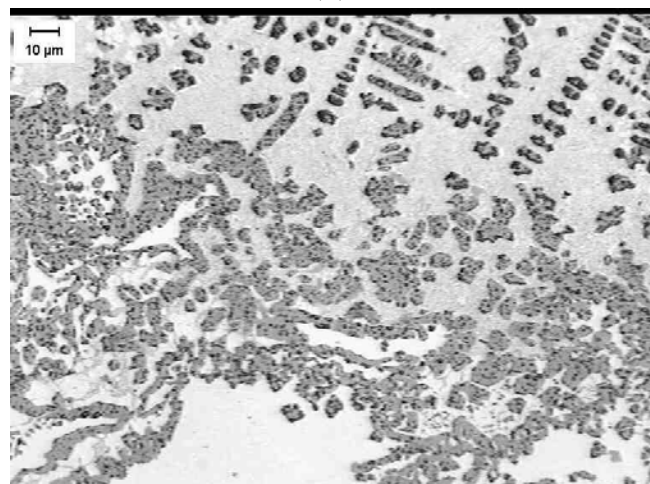
Die Beschichtung mehrerer Spuren übereinander mit AlSix-Pulvern gestaltete sich relativ problemlos. Abbildung 5-13 zeigt Querschliffe einer zweilagigen Beschichtung aus AlSi30 auf dem Grundwerkstoff AZ91. In Abbildung 5-13a ist ein Schliff durch die oberste Spur dargestellt. Die darunter liegende Spur wird in Abbildung 5-13b sowie der Übergangsbereich zwischen Schicht und Grundwerkstoff in Abbildung 5-13c gezeigt. Generell musste bei den untersten Spuren darauf geachtet werden, dass diese möglichst gleichmäßig und von guter Qualität waren, da sich dort auftretende Fehler in den darüberliegenden Spuren aufgrund der geringen Aufmischung nicht mehr kompensieren ließen. Ab der zweiten Spur trat der für die Beschichtung von Magnesium als Grundwerkstoff typische Magnesiumabbbrand weniger auf. In der oberen Spur fand man dennoch einen geringen Anteil an Mg_2Si (6%). Dies sprach dafür, dass die Schmelze auch hier sehr gut durchmischt wurde, denn das Magnesium konnte nur durch die Aufmischung aus dem Grundwerkstoff über die unterste Spur (Anteil an Mg_2Si 23%) dorthin gelangen. Bedingt durch den geringeren Magnesiumgehalt war der Anteil an Primärsilizium in der oberen Schicht fast doppelt so hoch (25%) wie in der unteren (13%).



(a)



(b)



(c)

Abbildung 5-13: Querschliffe einer zweilagigen Beschichtung aus AlSi30 auf AZ91. Ausschnitt aus der oberen Spur (a), der unteren Spur (b) und dem Übergang Schicht – Grundwerkstoff (c).

5.2.4 Einfluss der Vorschubgeschwindigkeit auf die Beschichtung am Beispiel von AlSi30

Der Einfluss der Vorschubgeschwindigkeit wurde anhand der Beschichtung AlSi30 untersucht, wobei die Vorschubgeschwindigkeit zwischen 300 und 800 mm/min variiert wurde. Beschichtungen mit schnellerem Vorschub (800 mm/min) führten nur zu einer geringen Aufmischung mit dem Grundwerkstoff, was mit einem geringen Anteil an intermetallischer Phase Mg_2Si in der Schicht verbunden war, wie in Abbildung 5-14a zu sehen ist. Das Gefüge der Schicht wurde hier hauptsächlich von der Ausgangslegierung AlSi30 bestimmt. Allerdings traten bei dieser Vorschubgeschwindigkeit bereits Bindefehler auf, wodurch die Anbindung der Schicht an das Substrat nur noch teilweise gewährleistet wurde. Bei langsamerem Vorschub (300 mm/min) bildete sich durch die geringere Abkühlrate und die stärkere Aufmischung ein höherer Anteil von Mg_2Si aus, das sich gleichmäßig in der ganzen Schicht verteilte. In der Aufmischungszone war der Anteil an den harten und spröden intermetallischen Phasen größer als bei der schnelleren Vorschubgeschwindigkeit und erhöhte die Gefahr der Rissbildung. Bei 500 mm/min mischte das AlSi30 weniger mit dem Grundwerkstoff auf und der Anteil an den intermetallischen Phasen war geringer, während keine Anbindungsfehler auftraten. Diese Geschwindigkeit wurde für die meisten Beschichtungsversuche deshalb verwendet.

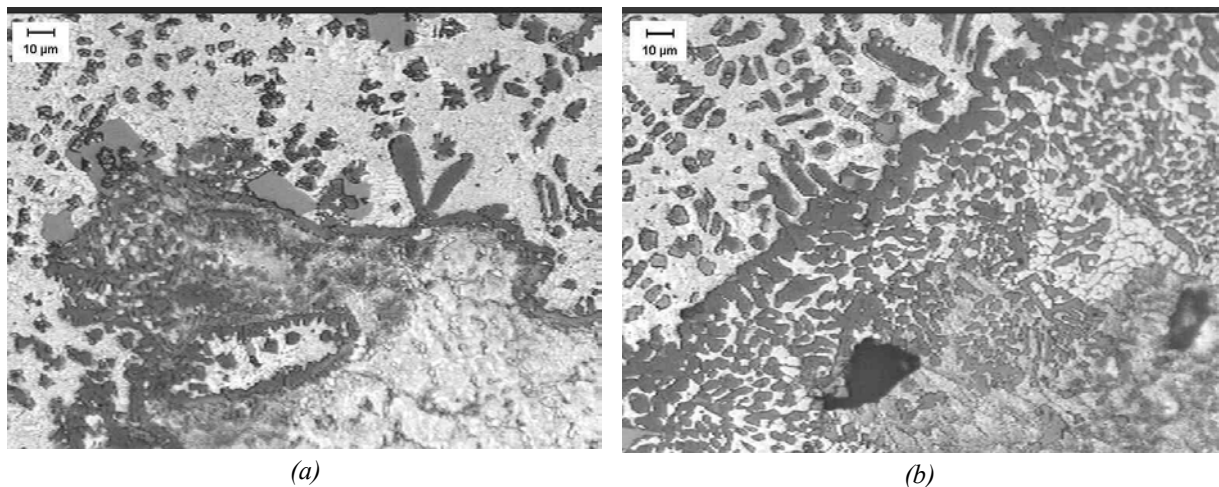


Abbildung 5-14: Aufmischungsbereich Schicht-Grundwerkstoff für die Beschichtung mit AlSi30, bei schnellem Vorschub (800 mm/min) (a) und langsamer Vorschubgeschwindigkeit (300 mm/min) (b)

5.3 Laserschweißen von Magnesium mit Aluminium

Erste Ergebnisse der stoffschlüssigen Verbindung von Magnesium mit Aluminium mittels Laserschweißen werden anhand von lichtmikroskopischen Aufnahmen von Querschliffen und Härteverläufen vorgestellt. Ausgehend von den erfolgreichen Beschichtungsversuchen von Magnesiumgrundwerkstoffen mit AlSix-Legierungen wurde zunächst eine Platte aus der Magnesiumlegierung AZ91 mit der Aluminiumlegierung AlMgSi1 in einer V-Naht mehrlagig miteinander verbunden. In einem weiteren Versuch wurden 3 mm dicke Platten aus AZ91 (Vakuumdruckguss) mit der Aluminiumlegierung AlSi12 (Sandguss) als Kehlnaht verschweißt. Als Zusatzwerkstoff wurde hier eine Aluminiumlegierung mit 30 % Si-Gehalt verwendet. Die Gasmischung aus 10 l/min He und 5 l/min Ar erwies sich bei Untersuchungen von /NIE1/ als optimal zum Schweißen von Magnesiumlegierungen und wurde auch hier für die Schweißversuche von Magnesium mit Aluminium eingesetzt.

Das mehrlagige Verschweißen einer V-Naht ähnelte dem bereits beschriebenen Laserbeschichten, da dies von den Beschichtungsversuchen auf Magnesiumlegierungen abgeleitet wurde. Beim Verschweißen dieser unterschiedlichen Materialien mit diesem Verfahren vermischte sich das AlSi30 besonders in der unteren Spur mit den beiden Ausgangsmaterialien (Abbildung 5-15), wobei dort der Anteil an intermetallischen Phasen Mg-Al und auch Mg_2Si hoch war. Dies wurde am Härteverlauf für diese Verbindung deutlich, der quer zur Schweißrichtung in einer Tiefe von 0,5 mm von der Magnesiumlegierung über das Schweißgut bis hin zur Aluminiumlegierung gemessen wurde.

Unmittelbar am Übergang des Schweißgutes zur Magnesiumlegierung stieg die Härte enorm an und fiel anschließend auf ein gleichbleibendes Niveau von 150 HV0.2 ab. Mit Erreichen des Aluminiumgrundwerkstoffes fiel die Härte unmittelbar auf das Niveau der Aluminiumlegierung ab. Man konnte also davon ausgehen, dass das Gefüge besonders im Übergang vom Schweißgut zum Magnesium aufgrund der hohen Härtewerte spröde war, was auch anhand von Rissen bei den Härteeindrücken des Vickersdiamanten deutlich wurde. Teilweise wurden auch Risse genau in diesen Bereichen an der Oberfläche von Schweißnähten und am Rand des Schweißgutes auf der Magnesiumseite (Abbildung 5-16a) bei geschweißten Proben beobachtet. Der Übergang vom Schweißgut zum Aluminium war hingegen sehr gleichmäßig und ohne Risse.

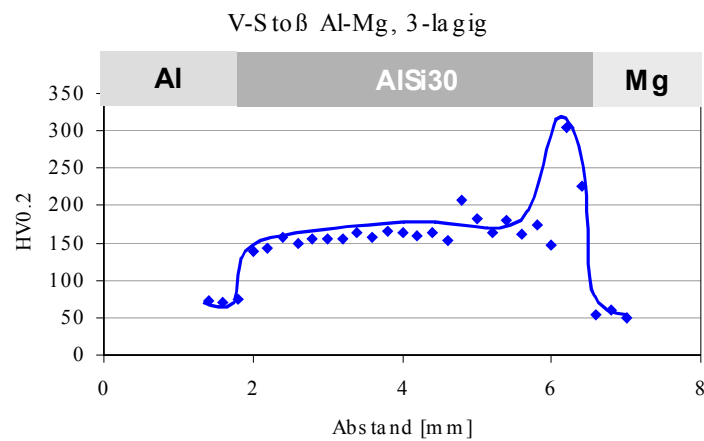
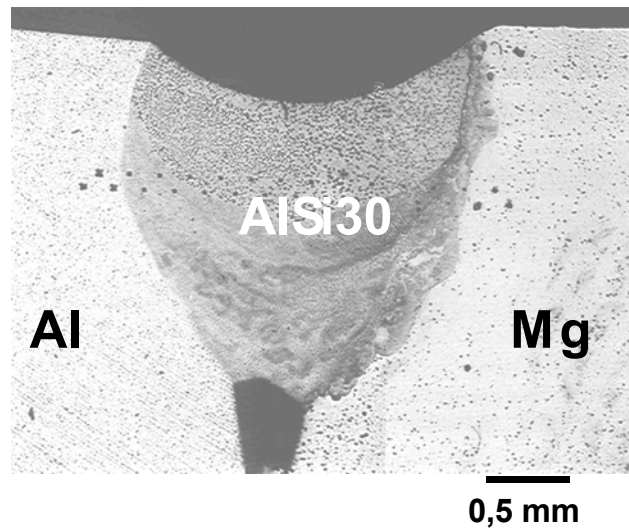


Abbildung 5-15: Querschliff einer Schweißnaht im V-Stoß mit 3 Lagen von Mg (AZ91) mit Al (AlMgSi1) und dazugehöriger Härteverlauf im oberen Drittel der Schweißnaht

Auf der Magnesiumseite der Schweißnaht traten bei Erreichen des Schweißgutes sofort Intermetallische Phasen auf. Über einen weiten Bereich bildeten sich die intermetallische Phase $Mg_{17}Al_{12}$ (hell) vermischt mit Mg_2Si (Abbildung 5-16b) und es formierte sich nur ein schmaler Saum aus Mg_2Si .

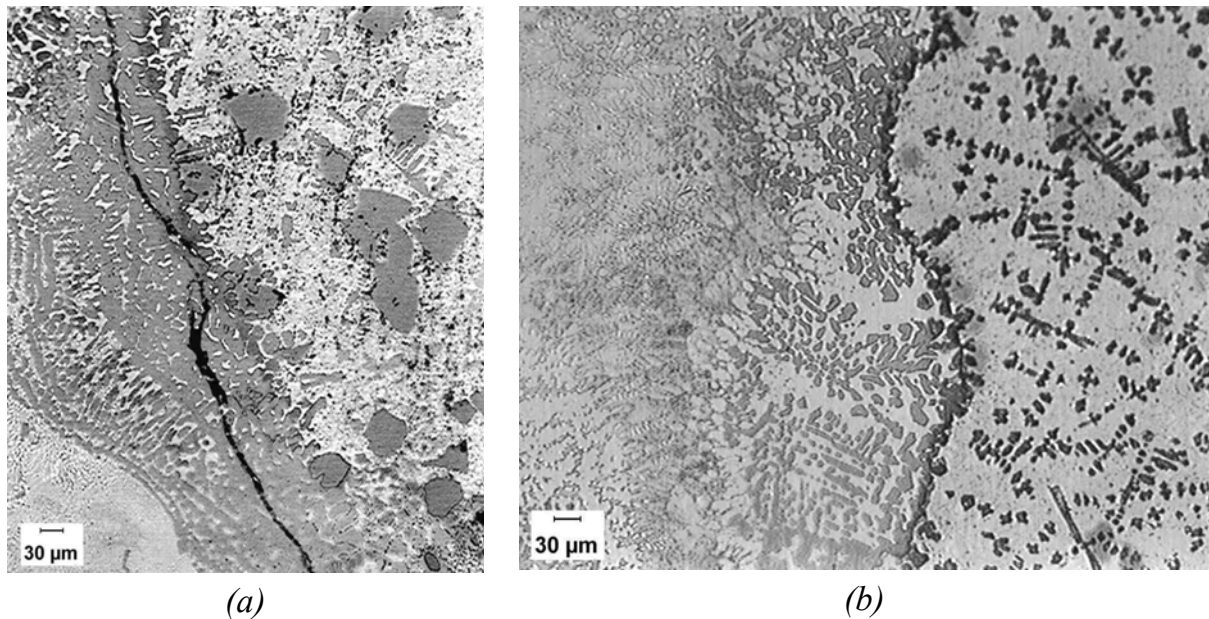


Abbildung 5-16: AlMgSi1-AZ91 unterschiedliche Ausbildung des Schweißrandes in der Nähe von AZ91 /KUT3/

Im Phasenzustandsdiagramm von Mg-Al tritt mit steigendem Aluminiumgehalt noch die Phase Mg_2Al_3 auf und vermutlich bildete sich diese Phase auch hier je höher der Aluminiumgehalt wurde. Wie schon im Kapitel 5.2.2 berichtet wurde, konnte die genaue Zusammensetzung der intermetallischen Phase aus Magnesium und Aluminium nicht einwandfrei identifiziert werden. Deshalb wird auch hier nur allgemein von Mg-Al-Phasen gesprochen. Die Form der Mg_2Si -Partikel änderte sich auch hier bei höherem Anteil an Magnesium von facettenförmigen zu abgerundeten Partikeln, wie es schon im Aufmischungsbereich bei den Beschichtungen mit magnesiumhaltigen Pulvern aus WE54 + AlSi6 auf Magnesiumlegierungen beobachtet worden ist. In diesem Fall wurde sogar keine Rissbildung unter dem Mikroskop beobachtet. Bildete sich das Mg_2Si wie in Abbildung 5-16a aber kompakt aus, waren Risse nicht zu vermeiden.

Weiterhin wurde die Verbindung der Aluminiumlegierung AlSi12 mit der Magnesiumlegierung AZ31 in Form von Kehlnähten untersucht, wobei sich die Aluminiumlegierung jeweils auf der Oberseite befand, wie in der Abbildung 5-17 beschrieben wird. Die Schweißung reichte bis in eine Tiefe von ca. 1-1,5 mm in das Untermaterial. Grundsätzlich konnten direkt nach dem Schweißen keine Risse entdeckt werden. Biegetests von Hand deuten aber akustisch auf ein sprödes Gefüge hin.

Von den Kehlnähten wurden Querschliffe angefertigt wie in Abbildung 5-17 schematisch dargestellt ist und der Härteverlauf für eine erste Qualitätsaussage bestimmt. Diese sind in Abbildung 5-18 beschrieben. Die Härte stieg sehr schnell stark an und wies hohe Werte im gesamten Schweißgut auf. Die Schwankungen der einzelnen Werte waren darauf zurückzuführen, dass bei Mikrohärtemessungen einzelne Gefügebestandteile mit unterschiedlicher Härte gemessen worden sind /KUT3/.

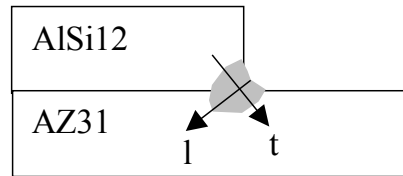


Abbildung 5-17: Abbildung 5-17a: schematische Darstellung einer Kehlnaht von AlSi12 mit AZ31, Härtemessung längs (l) und quer (t)

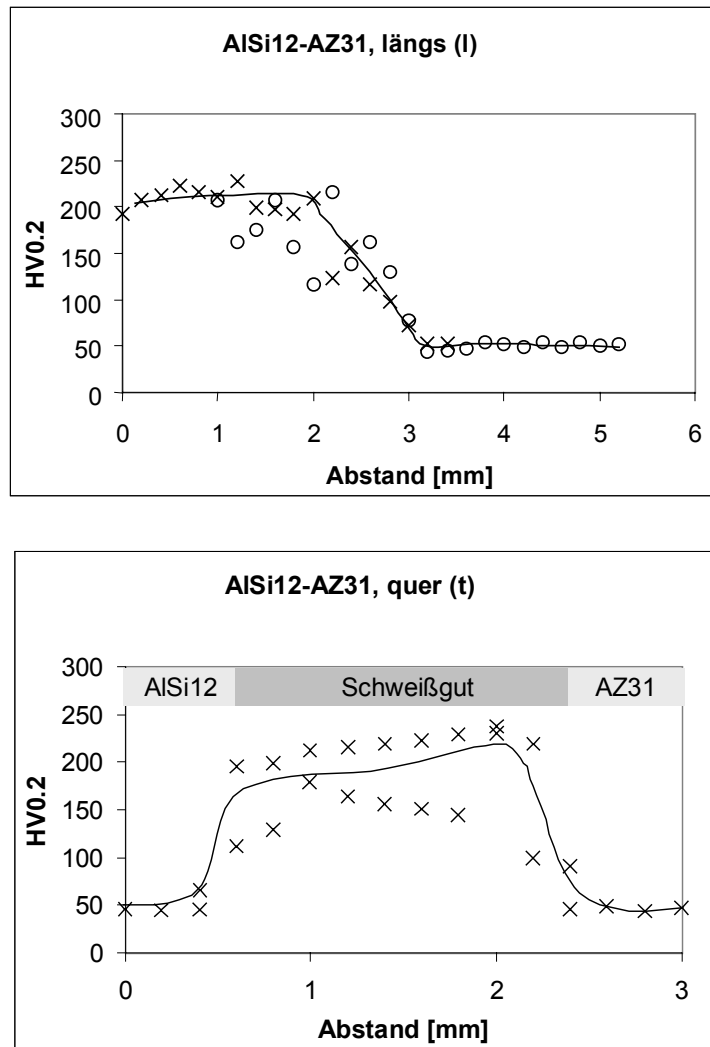


Abbildung 5-18: Abbildung 5-17b: Kehlnaht AlSi12-AZ31, Härteverlauf in unterschiedlichen Richtungen (siehe oben)

Zusammenfassung zum Laserschweißen

Es wurde mit Hilfe des Laserpulverschweißens gezeigt, dass die schmelzmetallurgische Verbindung von Magnesiumlegierungen mit Aluminiumlegierungen grundsätzlich möglich ist. Ein Zusatzwerkstoff mit hohem Siliziumgehalt verhinderte,

dass die Schweißnaht schon während des Abkühlens auseinanderbrach, wie es beim Laserschweißen von Magnesium mit Aluminium ohne Zusatzwerkstoff aufgrund des hohen Anteils an der spröden intermetallischen Phase $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ der Fall war. Für erste Schweißversuche wurde eine V-Naht mit AlSi12 und AZ91 mehrlagig verschweißt. Trotz eines hohen Härteanstieges im Übergang vom Schweißgut zur Magnesiumlegierung kam es nicht zum sofortigen Bruch der Schweißnaht. Dennoch bildeten sich in der gesamten Schweißnaht intermetallische Phasen aus Mg-Al und Mg_2Si aus, die für eine hohe Härte in der Schweißnaht sorgten. Dabei schien sich die runde Form der sich bildenden intermetallischen Phase Mg_2Si positiv auf die Gefügeausbildung auszuwirken, denn Rissbildung trat nur vereinzelt auf. Auch hier kam es besonders am Übergang vom Schweißgut zum Magnesium zu einem starken Härteanstieg. Für die Überlappschweißungen mit einer Kehlnaht war die Legierung AlSi12 von den beiden untersuchten Aluminiumlegierungen AlMgSi1 und AlSi12 zum Verschweißen mit Magnesium besser geeignet, da hier allgemein Brüche der Schweißnaht seltener auftraten.

Mit dem Zusatzwerkstoff AlSi30 gelang es Schweißverbindungen in Form von Kehlnähten herzustellen, die auch nach dem Abkühlen nach dem Schweißprozess keine Risse zeigten. Aufgrund der hohen Härtewerte im Schweißgut wurde davon ausgegangen, dass die mechanischen Eigenschaften der Schweißnaht gegenüber den Grundwerkstoffen stark verringert bleiben. Aber an den hier gezeigten Ergebnissen können weiterführende Untersuchungen anknüpfen, die sich z.B. mit neuen Zusatzwerkstoffen und der Beurteilung der Schweißergebnisse für verschiedene Schweißgeometrien hinsichtlich ihrer mechanischen Eigenschaften und metallografischen Untersuchungen beschäftigen.

5.4 Verschleißuntersuchungen

Die Ergebnisse der Verschleißtests Multiscratchtest, Stift-Ring- und Stift-Scheibe-Test sowie der Frettingtests sollen nun näher betrachtet und anschließend für die einzelnen Werkstoffgruppen (Schichten aus magnesiumhaltigen Pulvern mit bzw. ohne Hartstoffdispergierung mit SiC und Schichten aus magnesiumfreien AlSi_x-Pulvern) ausgewertet und mit den Ergebnissen der Grundwerkstoffe AZ91 und WE54 verglichen werden. Bei einer konkreten Anwendung müssen die Verschleißuntersuchungen jedoch mit dem entsprechenden Verschleißpartner in der vorhandenen Umgebung durchgeführt werden (siehe Kapitel 3.4). Die Verschleißversuche dienen deshalb nur als Anhaltspunkt dafür, welche Verbesserungen der Verschleißbeständigkeit an der Oberfläche von Magnesiumlegierungen mit den ausgewählten Beschichtungswerkstoffen allgemein zu erwarten sind. Die ausgewählten Beschichtungswerkstoffe wurden verschiedenen Verschleißuntersuchungsverfahren unterzogen, um ihr Verschleißverhalten zu bestimmen. Welche Tests die jeweiligen Beschichtungen durchlaufen haben,

ist in Tabelle 5-2 in einer Übersicht zusammengestellt. Die Testergebnisse wurden mit denen der unbehandelten Ausgangswerkstoffe verglichen. Als Verschleißpartner wurde in allen Fällen der Kugellagerstahl 100Cr6 verwendet.

Tabelle 5-2: Übersicht der Verschleißuntersuchungen

Probe	Stift-Ring-Test		Stift-Scheibe-Test		Multiscratchtest	Fretting
	ungeschmiert	geschmiert	Luft	Vakuum		
AZ91	x	x	x	x	x	x
WE54			x	x	x	
WE54+15%AlSi40 (0SiC)	x	x			x	x
WE54+20%AlSi40					x	
WE54+30%AlSi40					x	
WE54+15%AlSi40 (5SiC)	x	x				
WE54+15%AlSi40 (10SiC)	x	x				
WE54+15%AlSi40 (15SiC)	x	x				
AlSi20					x	
AlSi30	x	x	x	x	x	x
AlSi40					x	
AlSi60					x	

Schon das Auftreten von geringen Kräften verursacht elastische und plastische Verformungen im Mikrobereich, die die Eigenschaften eines Werkstoffes relativ stark verändern können /POL1/. Diese geringen Kräfte können mit den Fretting-Versuchen untersucht werden. Dazu wurden die Ergebnisse der Fretting-Tests von einer Schicht aus magnesiumfreien AlSi30-Pulver und einer Schicht aus magnesiumhaltigem Pulver (WE54 + 15 % AlSi40) mit dem Grundwerkstoff AZ91 verglichen.

5.4.1 Multiscratchtest

Auf jeder Probe erfolgten je zwei Tests senkrecht zur Beschichtungsrichtung und je zwei parallel dazu. Die Beschichtungen waren so gleichmäßig, dass keine Unterschiede zwischen den Verschleißtiefen der verschiedenen Richtungen auftraten. Mit Ausnahme der Beschichtung aus AlSi20 nahm die Verschleißtiefe und damit der Ver-

schleiß für alle Beschichtungen im Vergleich zu den Grundwerkstoffen ab. Die besten Ergebnisse wurden mit Schichten aus magnesiumfreiem AlSi40-Pulver erreicht. Die magnesiumhaltigen Schichten verbesserten die Verschleißbeständigkeit der getesteten Grundwerkstoffe ebenfalls sehr gut. In Abbildung 5-19 ist der Verschleiß, gemessen als Tiefe der Verschleißspuren der einzelnen Versuche in einer Übersicht zusammengestellt. Die Ergebnisse der Multiscratchtests der restlichen Beschichtungen sind im Anhang zusammengefasst.

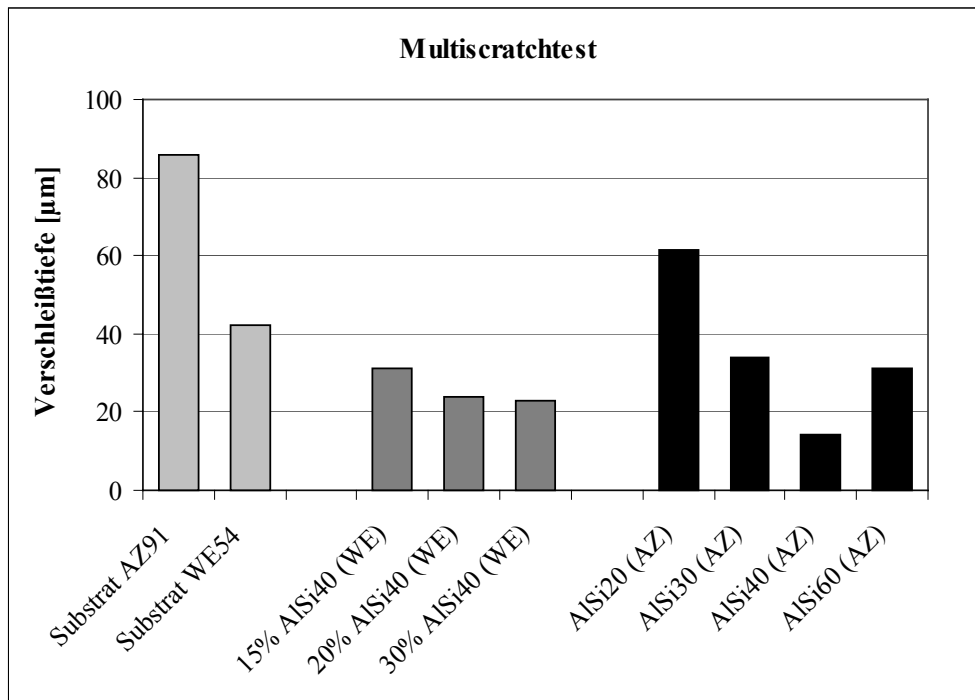
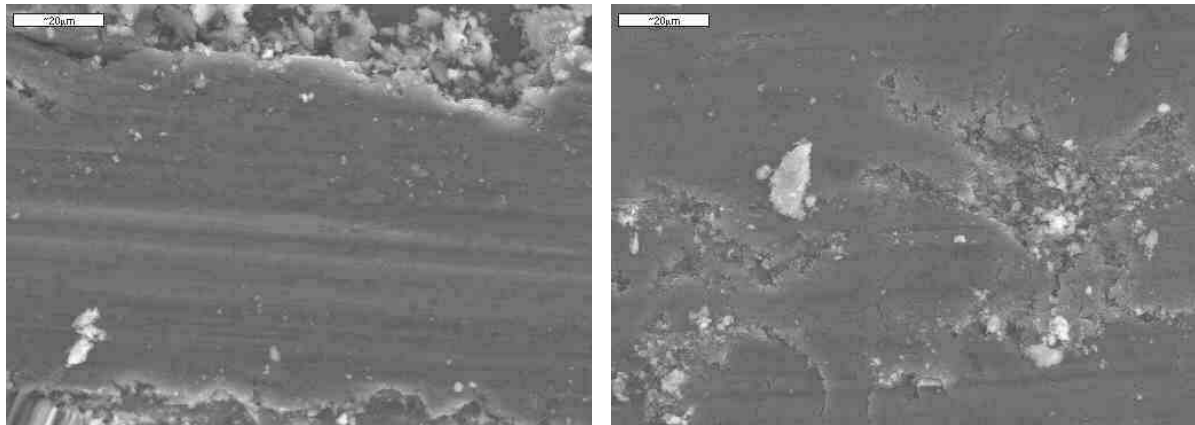


Abbildung 5-19: Verschleißtiefe im Multiscratchtest der Grundwerkstoffe AZ91 und WE54 mit Beschichtungen aus einer Mischung aus WE54 + AlSi40 sowie aus magnesiumfreien AlSix-Pulvern

Bei den Schichten aus magnesiumfreien Pulvern AlSi20 bis AlSi40 trat als Verschleißmechanismus hauptsächlich Abrasion auf. Es waren nur geringe Mengen an oxidierten Verschleißpartikeln zu finden (Abbildung 5-20a). Ihr Gehalt war jedoch geringer als bei den Tests an den Grundwerkstoffen WE54 und AZ91. Die Legierung AlSi60 wies nur noch wenig duktile aluminiumreiche Matrix auf, dafür war der Anteil an Primärsilizium und der spröden intermetallischen Phase Mg_2Si sehr hoch. Die Verschleißbeständigkeit sank gegenüber Beschichtungen der Legierung AlSi40 wieder ab. Dabei änderte sich auch die Art des abrasiven Verschleißes. Während der Verschleißbeanspruchung brachen die Siliziumpartikel aus der Matrix aus (Abbildung 5-20b) und oxidierten. Dabei entstanden zusätzlich noch harte Partikel. Die Verschleißverluste waren vergleichbar mit denen, die mit den magnesiumhaltigen Schichten erreicht wurden.



a) AlSi20

b) AlSi60

Abbildung 5-20: Multiscratchtest REM-Aufnahmen von Verschleißspuren der Beschichtungen AlSi20 und AlSi60 (Vgl. auch Abbildung 5-21)

5.4.2 Stift-Scheibe-Test

Die Beschichtungen wurden Stift-Scheibe-Versuchen an Luft und unter Vakuumbedingungen unterzogen, um den Einfluss des Luftsauerstoffs auf das Verschleißergebnis der beschichteten Oberflächen zu untersuchen. Hierbei wurden die Magnesiumlegierungen AZ91 und WE54 als Grundwerkstoff mit einer Aluminiumlegierung (AlMgSi1) verglichen, um auch den Einfluss des Magnesiums aus dem Grundwerkstoff auf das Verhalten der Beschichtung bei Beanspruchungen mit Gleitverschleiß zu berücksichtigen. Nach dem Test wurde mit einem Rauigkeitsmessgerät die Querschnittsfläche der Verschleißspur bestimmt. Aus dieser Fläche und dem mittleren Durchmesser der kreisförmigen Spur wurde der Volumenverlust berechnet [GAL2, KUT1].

Die REM-Abbildung 5-20 einer Verschleißspur von AZ91 (Stift-Scheibe-Test) zeigt tiefe und breite, deutlich ausgeprägte Schleifriefen, verursacht durch Abrasion. Die Verschleißpartikel des Substrates AZ91 waren an Luft oxidiert. Sie lagen sowohl neben der Spur als auch in den Schleifriefen, wo sie den abrasiven Verschleiß zusätzlich unterstützten.

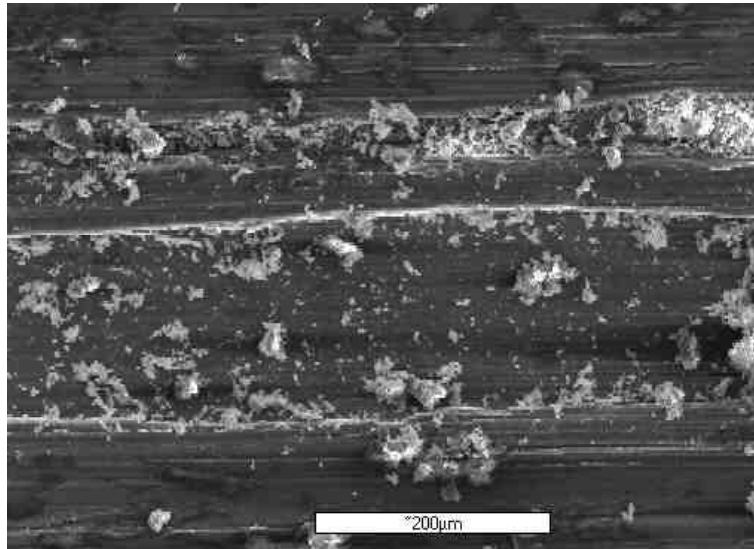
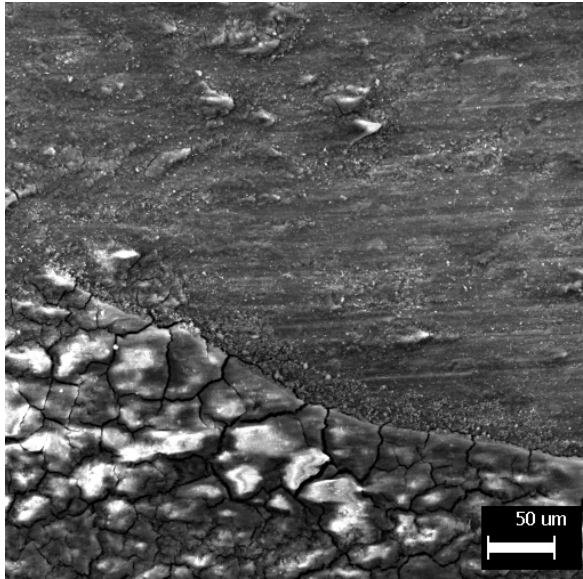


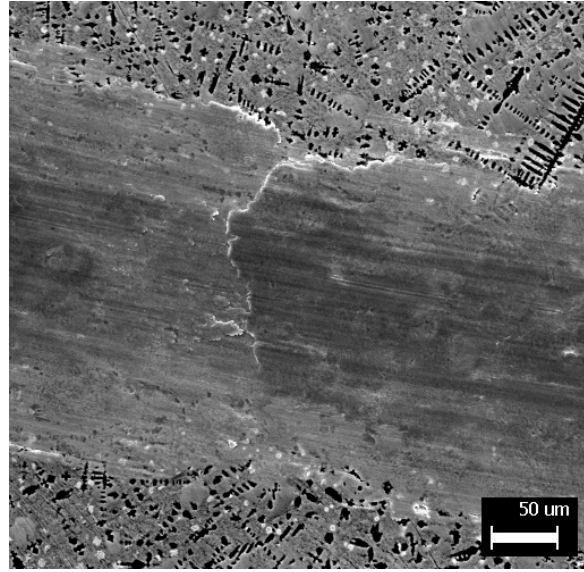
Abbildung 5-21: Stift-Scheibe-Test an Luft: Verschleißspuren des Grundwerkstoffes AZ91 (REM-Abbildung), gleichmäßig verteilter oxidierter Abrieb

Alle Beschichtungen zeigten geringere Verschleißverluste als die unbehandelten Mg-Substrate. Bei den Verschleißtests an Luft entstand als Abrieb ein feines schwarzes Pulver. Es bestand aus Verschleißpartikeln, die durch Abrasion entstanden und durch Anwesenheit von Luftsauerstoff oxidiert sind (Tribooxidation). Aufgrund ihrer hohen Härte verstärkten sie den abrasiven Verschleiß während der Tests (helle Partikel in der unteren Hälfte von Abbildung 5-22a).

Unter Vakuumbedingungen war ebenfalls Abrasion der vorherrschende Verschleißmechanismus bei den Stift-Scheibe-Tests von SiC-dispergierten Schichten. Die durch Abrasion entstandenen Verschleißpartikel blieben metallisch. Sie forcierten den Verschleiß dadurch nicht, wie die Abbildung 5-22b verdeutlicht. Die Mg-reiche Matrix wurde während der Verschleißtests ausgewaschen und herausstehende SiC-Partikel verursachten abrasiven Verschleiß.



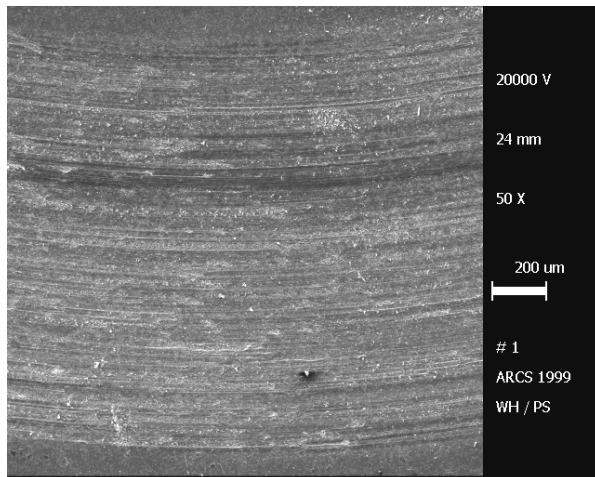
(a) AlSi30 / Luft



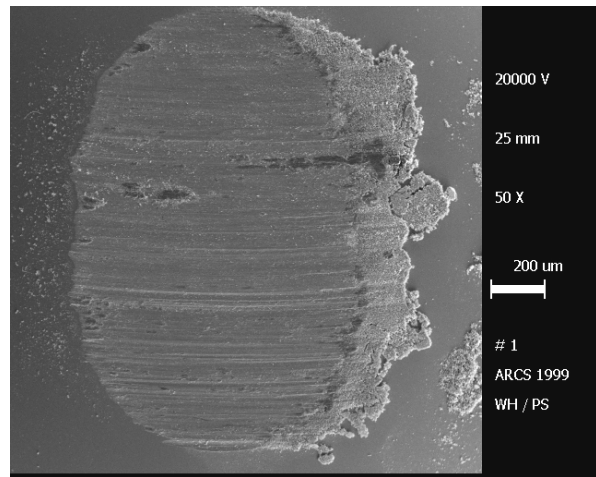
(b) AlSi30 / Vakuum

Abbildung 5-22: Verschleißspuren (REM) von Stift-Scheibe-Tests der Beschichtung mit AlSi30

Im Stift-Scheibe-Test an Luft (Abbildung 5-23) zeigte der Verschleißpartner der mit 10 % SiC dispergierten magnesiumhaltigen Beschichtung (WE54 + 15 Gew.% Al-Si40) ebenfalls einen starken abrasiven Verschleiß.



a) Schicht: starker Abrieb



b) Verschleißpartner: starker Abrieb

Abbildung 5-23: REM-Aufnahme der Verschleißspuren einer Beschichtung aus WE54+15%AlSi40 dispergiert mit 10%SiC. Schicht (a) und Verschleißpartner aus 100Cr6 (b), getestet im Stift-Scheibe-Test an Luft

Bei den Stift-Scheibe-Tests der SiC-dispergierten Schichten (Abbildung 5-24) an Luft trugen neben Abrasion zusätzlich die durch Oberflächenzerrüttung herausgerissenen oder durch Tribooxidation entstandenen Partikel zum Verschleiß bei, aber der hohe Materialabtrag des Verschleißpartners aus 100Cr6 bei Stift-Scheibe-Tests an Luft und im Vakuum bewies, dass die SiC-Partikel unter beiden Umgebungsbedingungen am Verschleiß entscheidend beteiligt waren /KUT1, GAL2/.

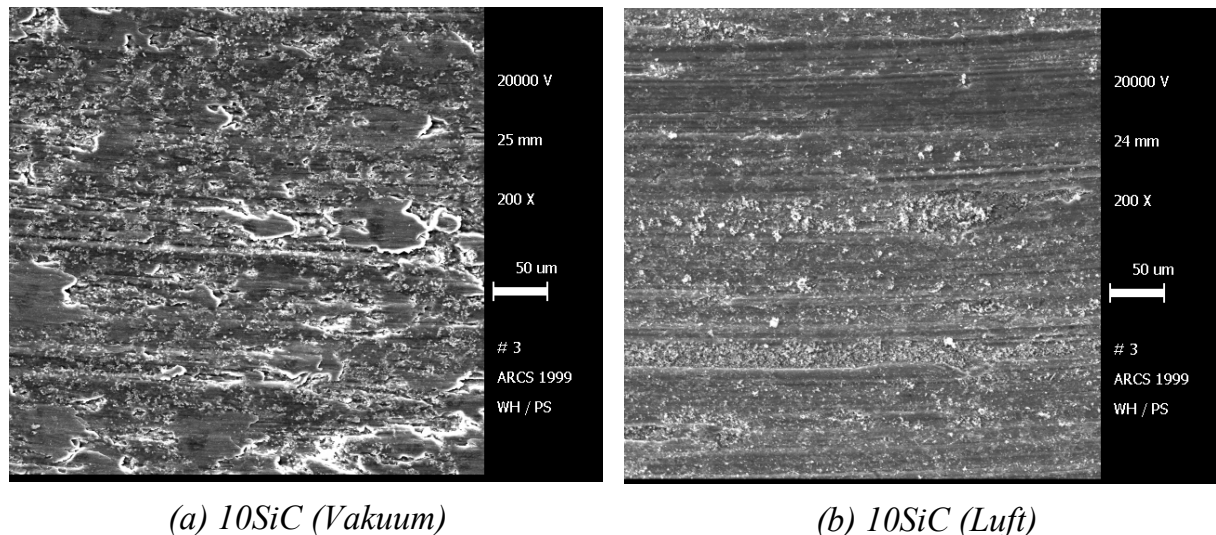
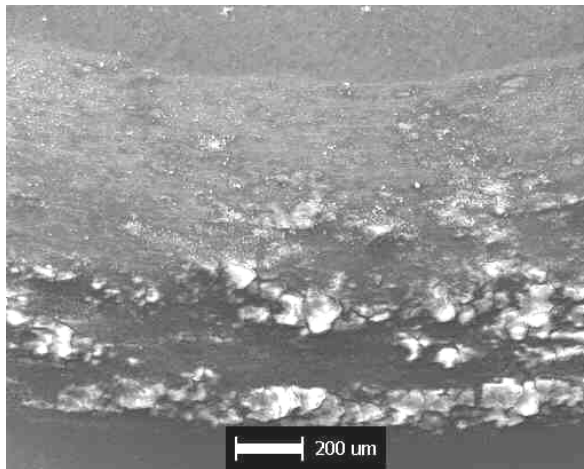


Abbildung 5-24: Stift-Scheibe-Test: REM-Aufnahme der Verschleißspuren für WE54+15%AlSi40+10%SiC im Vakuum (a) und an Luft (b)

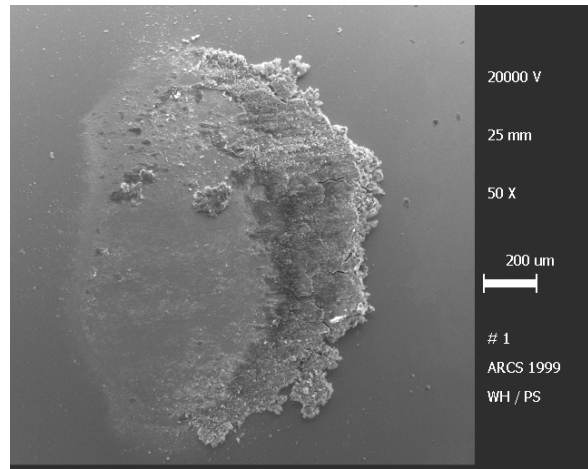
Die Ergebnisse der Stift-Scheibe-Tests der Beschichtung mit AlSi30 im Vakuum waren bemerkenswert. Sie führten nur zu einer Glättung der Oberfläche, wobei kein (!) Volumenverlust stattfand, wie durch Abbildung 5-25b bestätigt wird. Zusätzlich wurde beim Verschleißpartner nur minimaler Verschleiß durch Abrasion und Materialauftrag beobachtet, der durch Adhäsion hervorgerufen wurde. Zum Vergleich wurden die Verschleißspuren von AlSi30 (Substrat AZ91) und des Verschleißpartners (Kugel aus 100Cr6) an Luft und im Vakuum in Abbildung 5-25 einander gegenübergestellt. Bei den Stift-Scheibe-Tests an Luft verringerte sich das Verschleißvolumen gegenüber den Grundwerkstoffen ebenfalls. Es waren nur wenige nicht sehr tiefe Furchen zu beobachten. Nur vereinzelt brachen Partikel aus der Verschleißspur aus (Abbildung 5-26). Als vorherrschender Verschleißmechanismus trat hier Abrasion auf.

Die Volumenverluste bei den Stift-Scheibe-Verschleißtests der Beschichtungen mit magnesiumfreien AlSix-Pulvern werden im Diagramm der Abbildung 5-27 mit den unbehandelten Substratwerkstoffen verglichen. Die Ergebnisse aller Tests sind im Anhang zusammengefasst.

a) Umgebungsmedium Luft

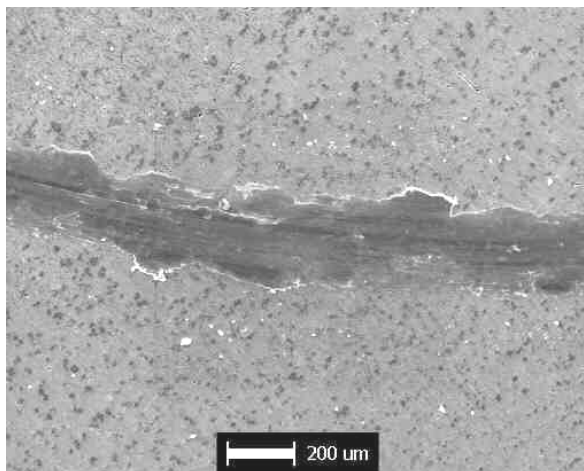


Schicht mit oxidiertem Abrieb

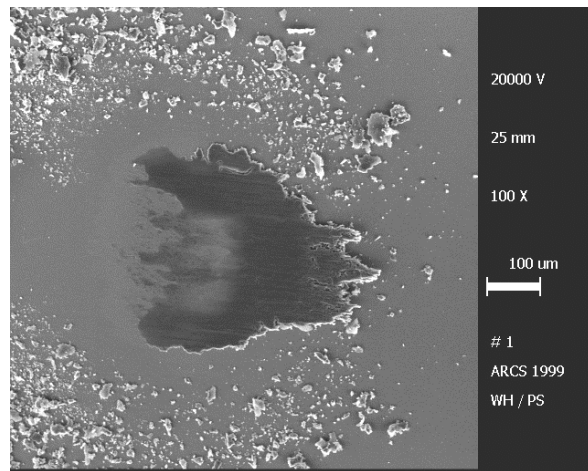


*Verschleißpartner (100Cr6),
mäßiger Abrieb und Materialauftrag*

b) Umgebungsmedium Vakuum



Schicht mit leichter Glättung der Oberfläche



*Verschleißpartner (100Cr6),
geringer Abrieb und Materialauftrag*

Abbildung 5-25: Stift-Scheibe-Test an Luft (a) und im Vakuum (b): REM-Aufnahme der Verschleißspuren von AZ91 beschichtet mit AlSi30 und dem Verschleißpartner (100Cr6)

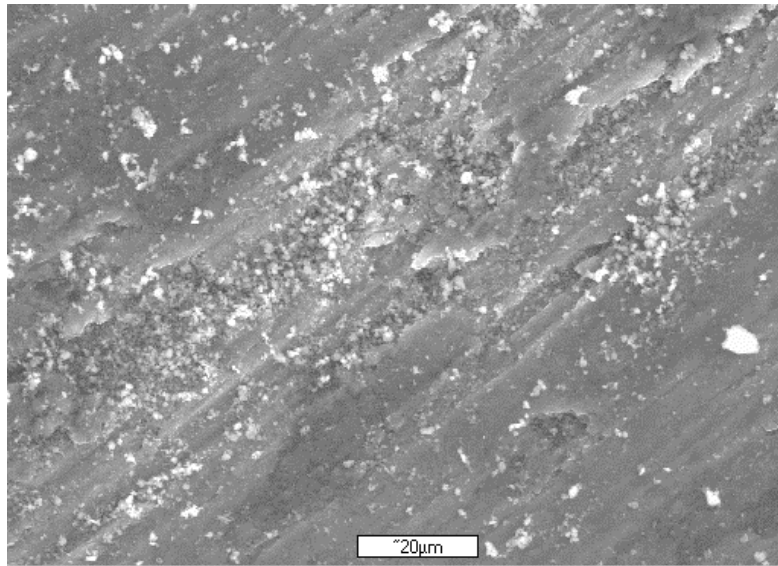


Abbildung 5-26: REM-Aufnahme der Verschleißspur von einer Schicht aus AlSi30, getestet im Stift-Scheibe-Versuch an Luft

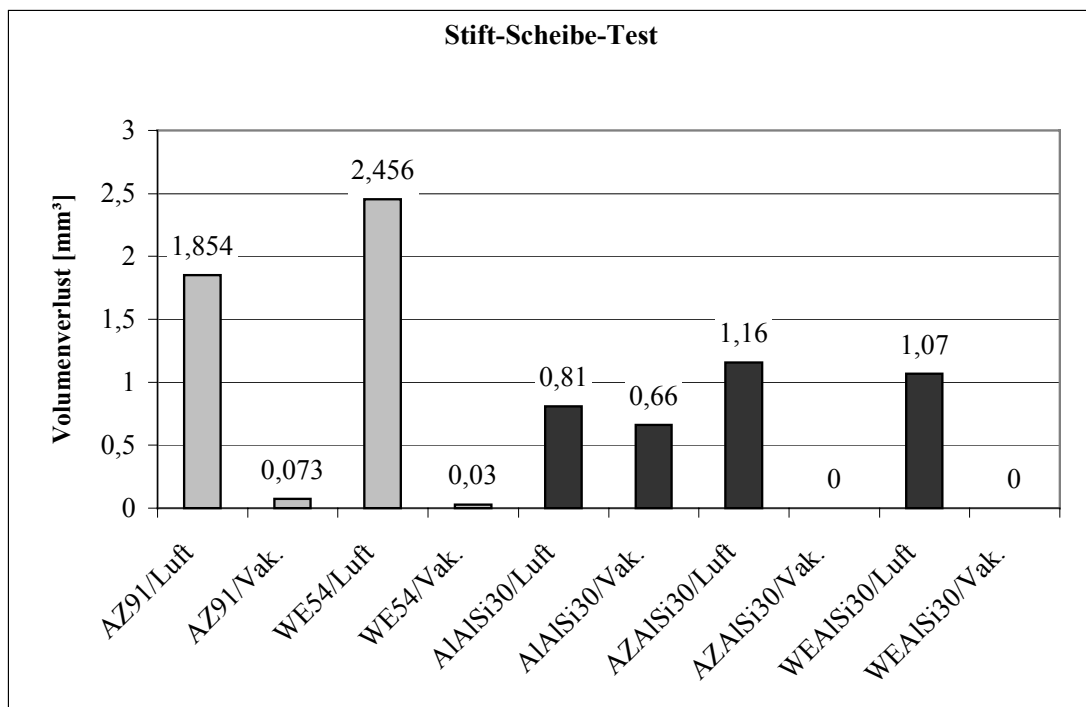


Abbildung 5-27: Stift-Scheibe-Test: Volumenverlust verschiedener Beschichtungen auf AZ91, WE54 bzw. AlMgSi1 /GAL3, KUT1/

Ein höherer Reibkoeffizient ist ein Indiz für verstärkten Verschleiß. Die Werte sind nicht für einen einzelnen betrachteten Werkstoff bestimmbar sondern abhängig vom Verschleißsystem. An Luft stieg der Reibkoeffizient nach einem konstant geringen Niveau nach einigen hundert Umdrehungen an, wie in Abbildung 5-28 gezeigt wird. Eine

mögliche Erklärung für die lange Einlaufphase war, dass eine am Anfang des Tests gebildete dünne Oxidschicht zunächst die Verschleißrate gering hielt und im weiteren Verlauf nicht mehr genügend haftete. Dabei platzten Oxidpartikel ab und verstärkten nun vielmehr den Abrasivverschleiß, was wiederum zu einer Erhöhung des Reibkoeffizienten geführt hat.

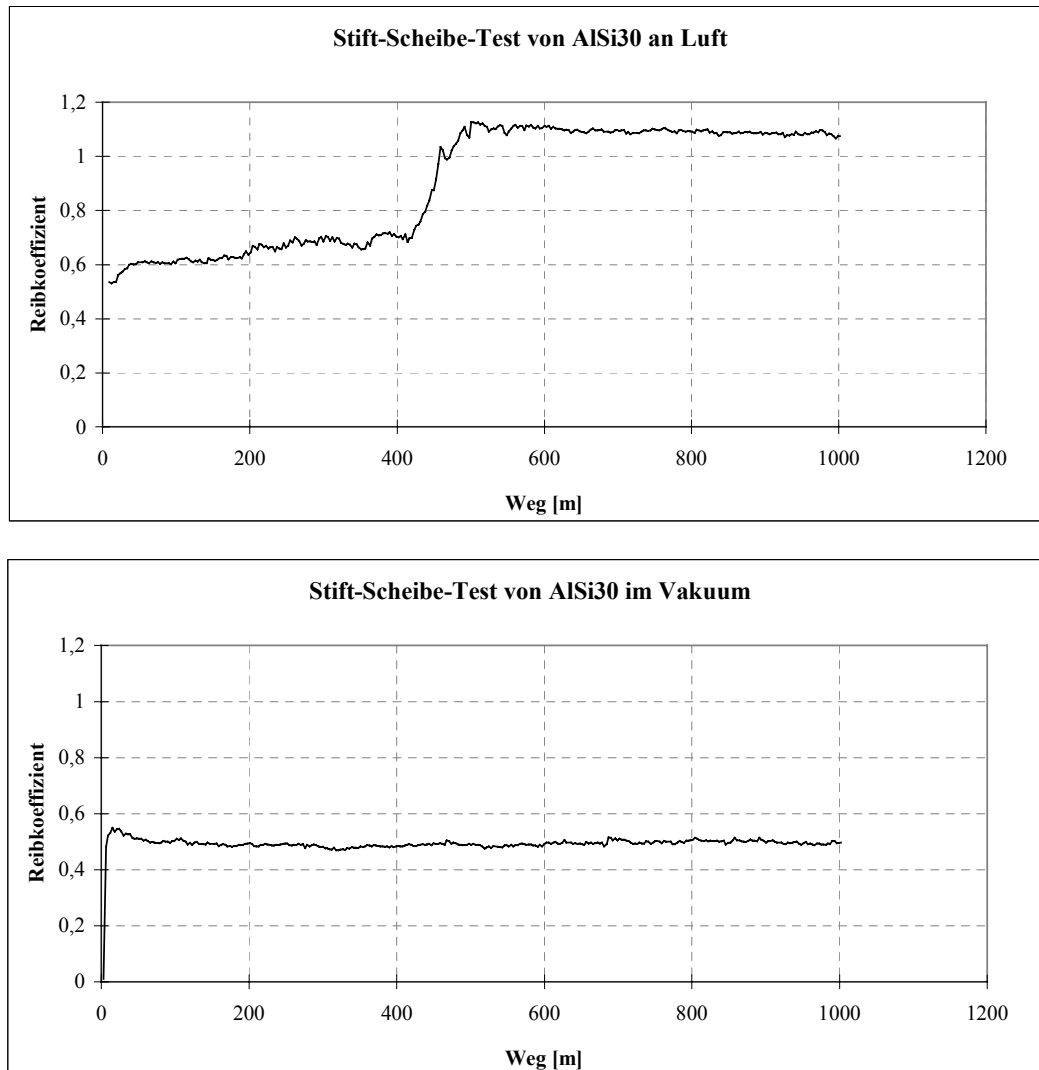


Abbildung 5-28: Reibkoeffizient während des Stift-Scheibe-Tests der Beschichtung AlSi30 an Luft und unter Vakuumbedingungen

5.4.3 Stift-Ring-Test

In realen Anwendungen werden oft Schmiermittel eingesetzt. Hier tritt keine reine Festkörperreibung mehr auf, sondern Mischreibung mit deutlich verringertem Reibkoeffizienten. Die Versuche des Stift-Ring-Tests an Luft wurden jeweils ungeschmiert und geschmiert mit Motoröl 5W40 durchgeführt. Das Öl legte sich als hydrodynamischer Gleitfilm zwischen die Verschleißpartner, so dass diese keinen direkten Kontakt

mehr miteinander hatten. Es nahm die eventuell durch Verschleiß entstehenden Partikel auf und transportierte sie vom Verschleißort zwischen Stift und Ring ab. Die Ergebnisse der geschmierten Tests zeigten deshalb erwartungsgemäß geringere Verschleißtiefen als bei den ungeschmierten Tests (Abbildung 5-29).

Nur bei den unbehandelten Grundwerkstoffen waren die Verschleißspuren der geschmierten Stift-Ring-Versuche ausreichend groß, um das Verschleißvolumen zu bestimmen. Die geringe Härte der Grundwerkstoffe im Vergleich zu den Beschichtungen ließ den härteren Verschleißpartner tiefer in die Oberfläche des Grundwerkstoffes eindringen und hinterließ größere und tiefere Verschleißmarken auf dem Grundwerkstoff, während gleichzeitig der Partner geringere Verschleißmarken aufwies. Adhäsiv aufgeschweißte Verschleißpartikel wurden sowohl auf den Oberflächen der Proben als auch auf den Oberflächen der Verschleißpartner gefunden.

Die Ergebnisse der ungeschmierten Verschleißversuche an Luft waren für die Schichten aus AlSix und magnesiumhaltigen Pulvern mit geringerem AlSix-Anteil vergleichbar, wobei gegenüber dem Grundwerkstoff WE54 keine wesentliche Verbesserung auftrat. Die zusätzliche Dispergierung mit SiC-Hartstoffpartikeln verbesserte die Verschleißbeständigkeit der Beschichtung, war aber mit verstärktem Abrieb des Verschleißpartners (100Cr6) verbunden.

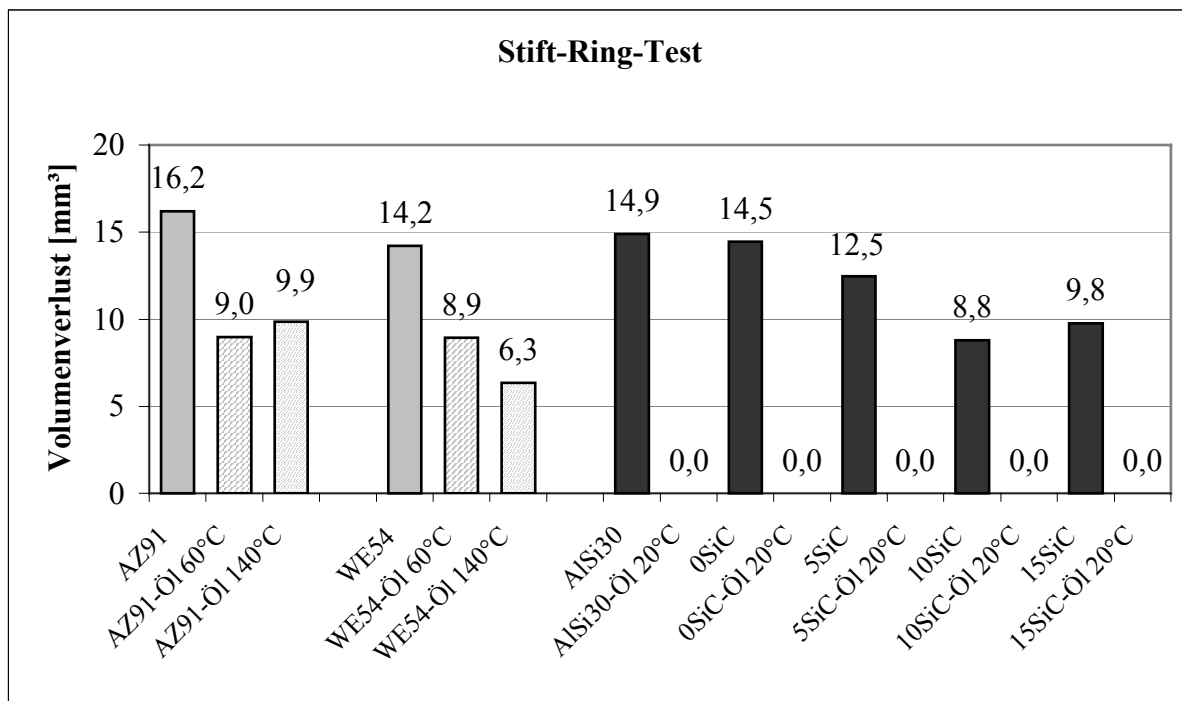


Abbildung 5-29: Volumenverlust verschiedener Beschichtungen als Ergebnis von Stift-Ring-Tests /KUT1,2, GAL2/

Die Verschleißrate für die Schicht aus AlSi30 und der Mischung aus WE54 mit Al-Si40 (0SiC) lag für die ungeschmierten Versuche im Bereich der unbehandelten Grundwerkstoffe. Die Beschichtungen mit WE54 + 15 % AlSi60 zeigten bei den ungeschmierten Stift-Ring-Tests stark abrasiven Verschleiß mit adhäsiven Anteilen und Oxidation. Die sich bildende Oxidschicht haftete nur schlecht an der Oberfläche. Partikel brachen deshalb aus der Schicht aus und verstärkten den Materialverlust der Oberfläche noch zusätzlich.

Bei allen Beschichtungen ohne Zusatz von SiC-Hartstoffpartikeln fand während der geschmierten Stift-Ring-Tests nur eine Glättung der Oberfläche statt, ohne dass die Verschleißspuren messbare Vertiefungen in der Oberfläche hinterließen. Die Verschleißpartner aus gehärtetem Kugellagerstahl 100Cr6 wiesen ebenfalls nur geringfügige Verschleißspuren auf (Abbildung 5-30).

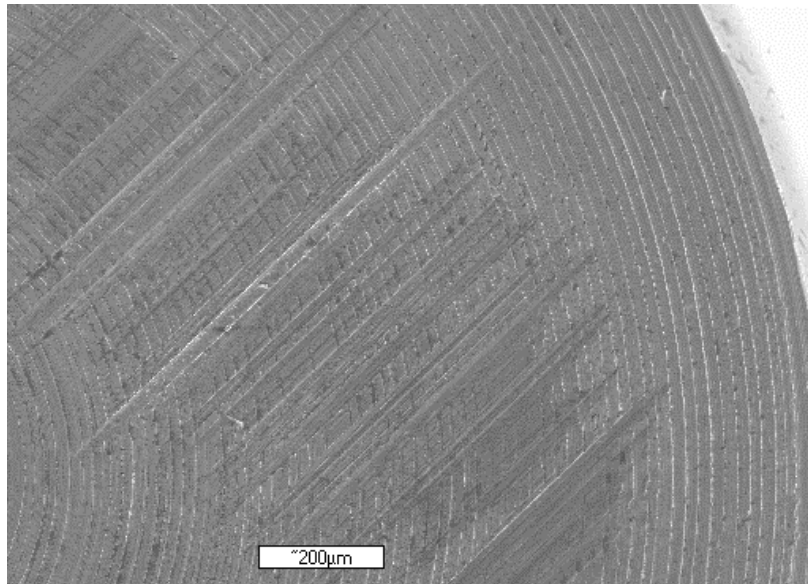
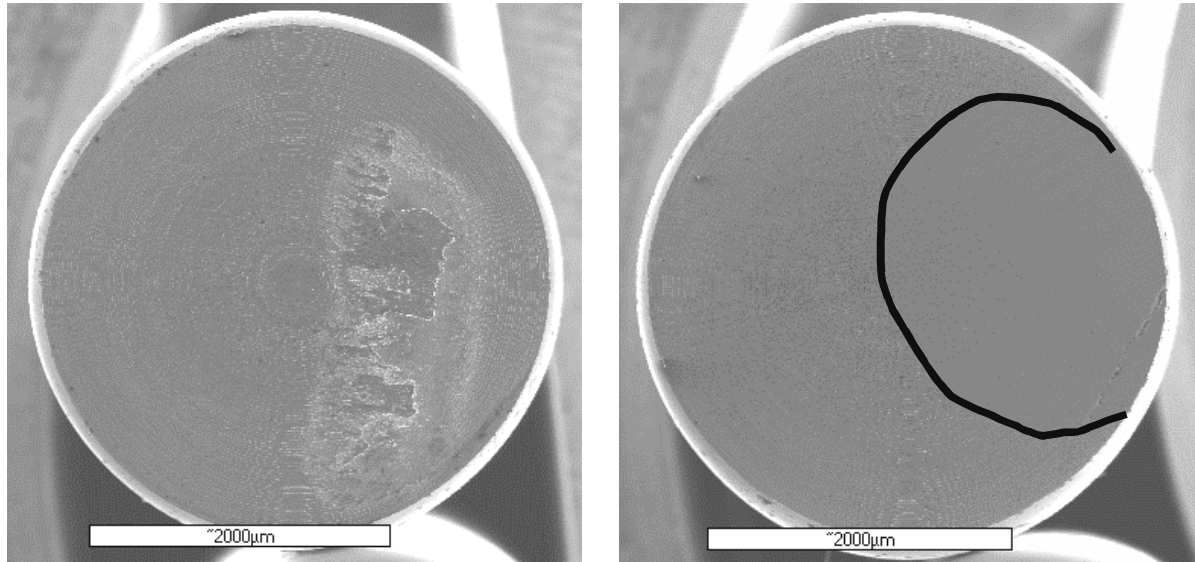


Abbildung 5-30: Verschleißmarken auf dem Verschleißpartner aus Stahl für eine Beschichtung aus WE54+15%AlSi40, getestet im geschmierten Stift-Ring-Test

Der Zusatz von SiC bewirkte eine geringe Verbesserung des Verschleißverhaltens. Bei Zusatz von Schmiermittel verbesserte sich die Verschleißrate für alle Schichten so stark, dass die Spuren kaum oder gar nicht sichtbar waren und messtechnisch nicht nachgewiesen werden konnten. Hier war die Verbesserung der Verschleißbeständigkeit gegenüber den unbehandelten Ausgangsmaterialien AZ91 und WE54 sehr stark ausgeprägt. Die Hartstoffpartikel dienten bei gutem Halt in der Matrix als Tragphase und somit als Schutz gegen weiteren Verschleiß der Mg-Matrix. Sie verbesserten die Verschleißbeständigkeit der Schichten allerdings auf Kosten des Verschleißpartners (Stahlstift aus 100Cr6), der besonders bei geschmierten Stift-Ring-Tests großen Materialverlusten durch Abrasion ausgesetzt war, wie in Abbildung 5-31 für 15 Gew.% SiC

zu sehen ist. Das Öl wurde bei den Ausgangsmaterialien getrübt, während bei den Beschichtungen klar blieb, was durch eine chemische Reaktion von Magnesium mit Bestandteilen des Öls erklärt werden konnte. Dies war möglicherweise auch eine Ursache für den stärkeren Verschleiß der Grundwerkstoffe. Im ungeschmierten Test trat ebenfalls Abrasion auf und zusätzlich wurde ein Teil des Abriebes durch Adhäsion an der Oberfläche des Stahlstifts abgelagert.



(a) ungeschmiert

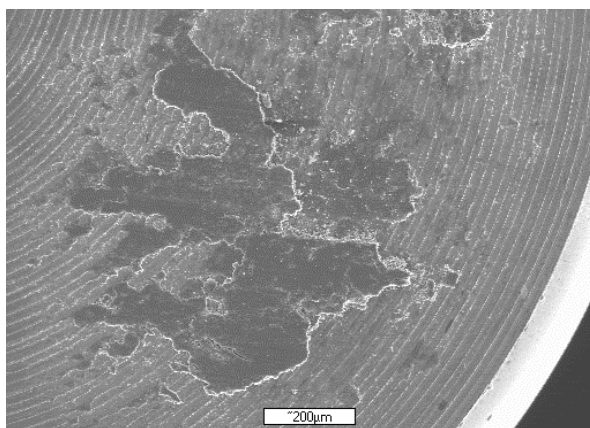
(b) geschmiert,
Verschleißspur schwarz umrandet

Abbildung 5-31: Verschleißmarken auf den Verschleißpartnern aus Stahl einer Beschichtung aus WE54+15%AlSi40, dispergiert mit 15% SiC getestet im Stift-Ring-Test

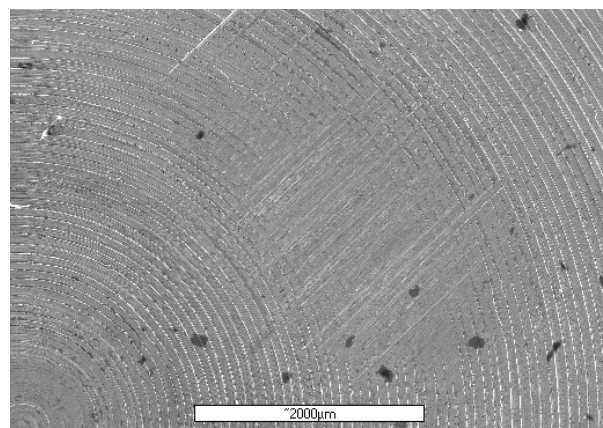
Der Zusatz von Schmiermittel setzte durch die Ausbildung des hydrodynamischen Gleitfilms generell den Reibkoeffizient herab und verbesserte so die Verschleißbeständigkeit. In Abbildung 5-32 sind ringförmige Probekörper mit Beschichtungen aus AlSi30 an der Außenseite nach Stift-Ring-Tests ohne Schmierung (links) und geschmiert (rechts) zu sehen. Während im ungeschmierten Versuch auf dem Probenring deutlich Verschleißriefen und auf dem dazu gehörigen Stahlstift ein Materialauftrag zu erkennen sind, zeigt der Ring des geschmierten Versuches nur geringe Verschleißmarken die mit dem Rauigkeitsmessgerät überhaupt nicht als Vertiefung identifiziert werden konnten, d.h. es trat kein messbarer Volumenverlust auf. Der dazu gehörige Stahlstift wies ebenfalls nur einen geringen abrasiven Verschleiß auf. In der Abbildung 5-33a und b sind die Verschleißspuren dieser beiden Stahlstifte zu sehen.



Abbildung 5-32: Ring aus WE54 beschichtet mit AlSi30 nach dem Stift-Ring-Test ohne Schmierung (links) und geschmiert mit Motoröl 5W40 (rechts)



(a) ungeschmiert



(b) geschmiert

Abbildung 5-33: Verschleißmarken auf den Verschleißpartnern aus Stahl für die Mg-freie Schicht aus AlSi30 im Stift-Ring-Test

5.4.4 Fretting-Test

An einigen Schichten wurde die Neigung zum Kaltverschweißen untersucht. Kaltverschweißen kann überall dort auftreten, wo zwei Oberflächen miteinander in Kontakt stehen und durch betriebsbedingte Schwingungen Relativbewegungen im Mikrometerbereich auftreten. Die Ablösekraft ist dabei ein Maß für das Kaltverschweißen, die mit Hilfe des Fretting-Tests untersucht werden kann. Abbildung 5-34 bis Abbildung 5-36 zeigen einen Vergleich von Ablösekräften und Verschleißmarken auf den Oberflächen für den unbehandelten Grundwerkstoff AZ91 (Abbildung 5-34), eine magnesiumhaltige Schicht (Abbildung 5-35) und eine magnesiumfreie Schicht (Abbildung 5-36). Die Ablösekraft des Grundwerkstoffes AZ91 erreichte Werte zwischen 1500 und 2000 mN. Auf der Oberfläche von Stift und Scheibe waren Furchen mit glatten Spuren in Richtung des oszillierenden Stiftes und Aufwürfe aufgrund plastischer Verformung von Kaltverschweißungen zu erkennen, die während des Ablösevorganges gebildet worden sind. Die magnesiumfreie Beschichtung AlSi30 erreichte geringere Adhäsionswerte. Die Ablösekraft war geringer und erreichte 200 bis 1200 mN. Die Furchen auf der Probenoberfläche waren kleiner als bei AZ91. Plastische Verformung trat hier kaum auf, dafür sind einige Partikel aus der Oberfläche ausgebrochen. Das Kurvenprofil der magnesiumhaltigen Schichten aus WE54 + 15 % AlSi40 wich von den anderen beiden ab. Bei 100 Zyklen wurde kurzzeitig eine Ablösekraft von 1000 mN erreicht. Danach sank sie wieder auf Werte < 500 mN ab. Erst ab 400 Zyklen stieg die Ablösekraft wieder an und erreichte bei ca. 1200 Zyklen mit 1800 bis 2000 mN Werte, wie sie auch für den Grundwerkstoff AZ91 gemessen worden sind. Beide Verschleißpartner zeigten als Verschleißspuren an der Oberfläche weniger Furchen und geringere plastische Verformung als der Grundwerkstoff AZ91. Als Resultate aus diesen Fretting-Tests verringerte sich die Neigung zum Kaltverschweißen durch die Oberflächenbeschichtungen im Vergleich zur Magnesiumlegierung AZ91.

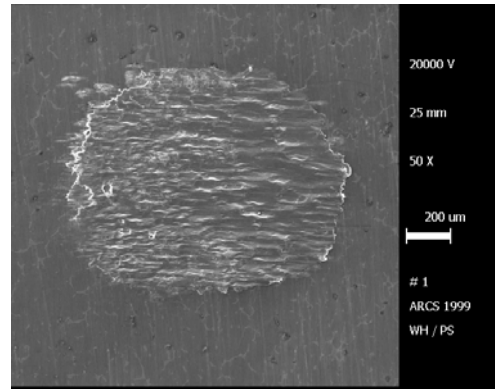
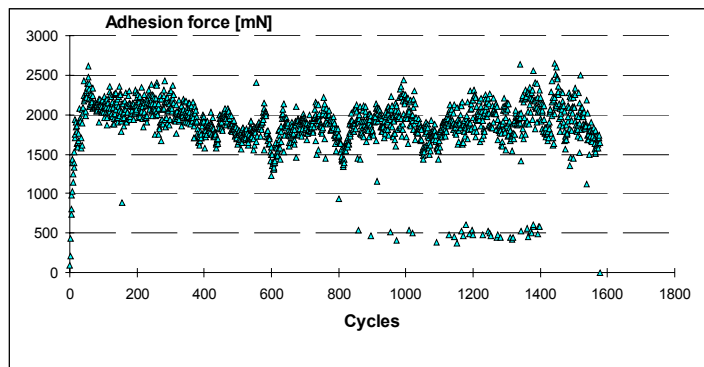


Abbildung 5-34: Frettingtest, Ablösekraft und Verschleißmarke auf der Oberfläche des unbehandelten Grundwerkstoffes AZ91

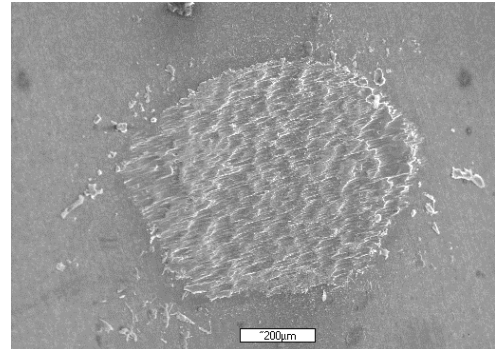
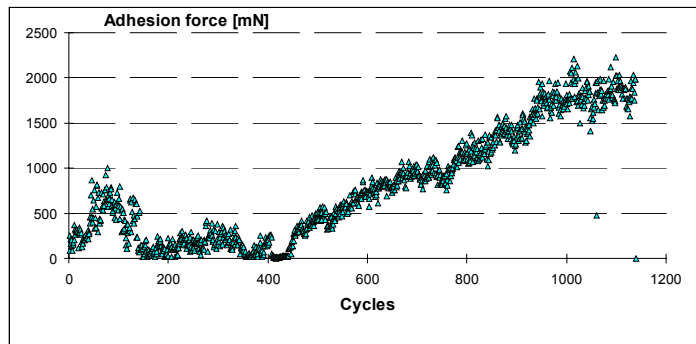


Abbildung 5-35: Frettingtest, Ablösekraft und Verschleißmarke auf der Oberfläche der Schicht von AZ91 beschichtet mit WE54+15%AlSi40

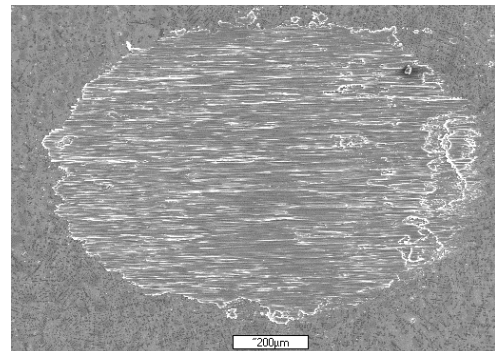
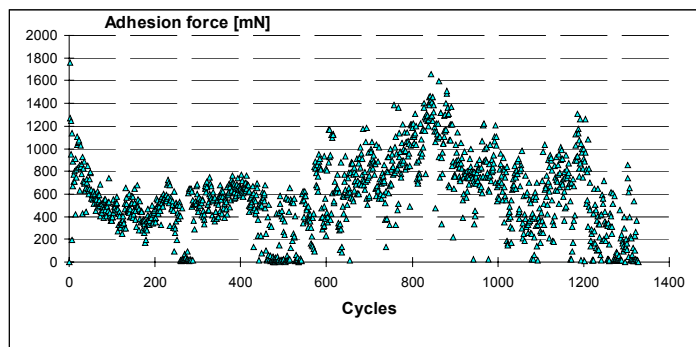


Abbildung 5-36: Frettingtest, Ablösekraft und Verschleißmarke auf der Oberfläche der Schicht von AZ91 beschichtet mit AlSi30

5.4.5 Zusammenfassung der Verschleißuntersuchungen

Die als Grundwerkstoff eingesetzte Legierung WE54 zeigte bei allen Verschleißtests (mit Ausnahme des Stift-Scheibe-Tests an Luft) geringere Verschleißverluste als AZ91. Ursache dafür waren die in der Legierung WE54 gleichmäßig verteilten feinkörnigen Ausscheidungen, in denen die Seltenen Erden gebunden sind. Diese scheinen die mechanischen Eigenschaften und damit auch die Verschleißbeständigkeit vorteilhaft zu beeinflussen (siehe Kapitel 2.3). Unter Vakuumbedingungen (Stift-Scheibe-Test) verringerten sich die Verluste bei beiden Magnesiumlegierungen sehr stark, da die Verschleißpartikel mangels Luftsauerstoff ihren metallischen Charakter beibehielten und nicht zusätzlich zur Abrasion beigetragen haben. Die großen Verschleißverluste der Substratlegierungen wurden bei allen Tests zu einem großen Teil durch plastische Verformung der Oberfläche verursacht.

Mit steigendem Anteil an AlSi40 in der Beschichtung mit magnesiumhaltigen Pulvern (WE54 + 15-30 Gew.% AlSix) verbesserte sich das Verschleißverhalten. Zwischen 20 und 30 % AlSi40 war eine weitere Verbesserung allerdings nur noch gering gegenüber den Grundwerkstoffen ausgeprägt. Da mit steigendem Anteil an AlSi40 die Härte der Beschichtung aufgrund der Bildung der intermetallischen Phasen Mg_2Si und $Mg_{17}Al_{12}$ anstieg, nahm die Neigung zur Rissbildung zu (siehe Kapitel 5.1).

Die Zugabe von Silizium wurde bereits zur Verbesserung der Verschleißbeständigkeit von Aluminiumlegierungen eingesetzt. Die AlSix-Legierungen wurden deshalb auch auf ihre Eignung als Beschichtungswerkstoffe für Magnesiumlegierungen untersucht. Allgemein führte das Laserbeschichten der untersuchten Grundwerkstoffe AZ91 und WE54 mit den magnesiumfreien AlSix-Pulvern zu einer Verbesserung der Verschleißbeständigkeit. Bis zu einem Anteil von 40 Gew.% Silizium verringerten sich die Verschleißverluste gleichmäßig, stiegen aber bei 60 Gew.% Silizium wieder etwas an. Der höchste Materialverlust dieser Beschichtungen war bei der Legierung AlSi20 zu finden, der sogar mit denen des Substrats WE54 vergleichbar war. Dieser Beschichtung fehlt Primärsilizium im Gefüge, das erst ab einem Gehalt von 30 % Silizium auftrat (siehe Abbildung 5-9). Damit bestätigte sich, dass Primärsilizium die Verschleißbeständigkeit stark verbessert. Außerdem war der Anteil an der intermetallischen Phase Mg_2Si zu gering, um eine weitere Verbesserung des Verschleißverhaltens zu bewirken. Die Beschichtungen mit der Legierung AlSi30 zeichneten sich durch eine sehr gute Schichtqualität aus und wurden deshalb umfangreichen Verschleißtests unterzogen. Die Ergebnisse der Stift-Scheibe-Tests im Vakuum waren bemerkenswert. Sie führten nur zu einer Glättung der Oberfläche, wobei kein (!) Volumenverlust stattfand.

5.5 Korrosionsuntersuchungen

Das Verhalten der Laserbeschichtungen auf den Magnesiumlegierungen AZ91 und WE54 in Cl⁻-haltiger Umgebung wurde anhand von Dauertauchtests in 3 %-iger NaCl-Lösung untersucht und mit den Ergebnissen der unbehandelten Grundwerkstoffe verglichen.

5.5.1 Grundwerkstoffe AZ91 und WE54

Bei der im Gusszustand vorliegenden Legierung AZ91 erfolgte über die gesamte Fläche verteilt ein unregelmäßig starker Korrosionsangriff (Abbildung 5-37a). Teilweise haftete hier eine Schicht aus Korrosionsprodukten an der Oberfläche. An anderen Stellen waren Vertiefungen vorhanden, bei denen scheinbar die Korngrenzen stärker korrodiert sind und dadurch einzelne Körner herausgelöst wurden. In einem vergrößerten Ausschnitt sind in Abbildung 5-37b bereits angegriffene Korngrenzen zu erkennen. Der ungleichmäßige Korrosionsangriff bei AZ91 erfolgte durch die Bildung lokaler galvanischer Elemente. An den Korngrenzen von AZ91 bildeten sich Mg₁₇Al₁₂-Ausscheidungen aus. Dort kam es zu einem selektiven Korrosionsangriff, der zur Auflösung einzelner Körner führte. Dieses Phänomen wurde auch bereits in der im folgenden Absatz angegebenen Literatur beschrieben.

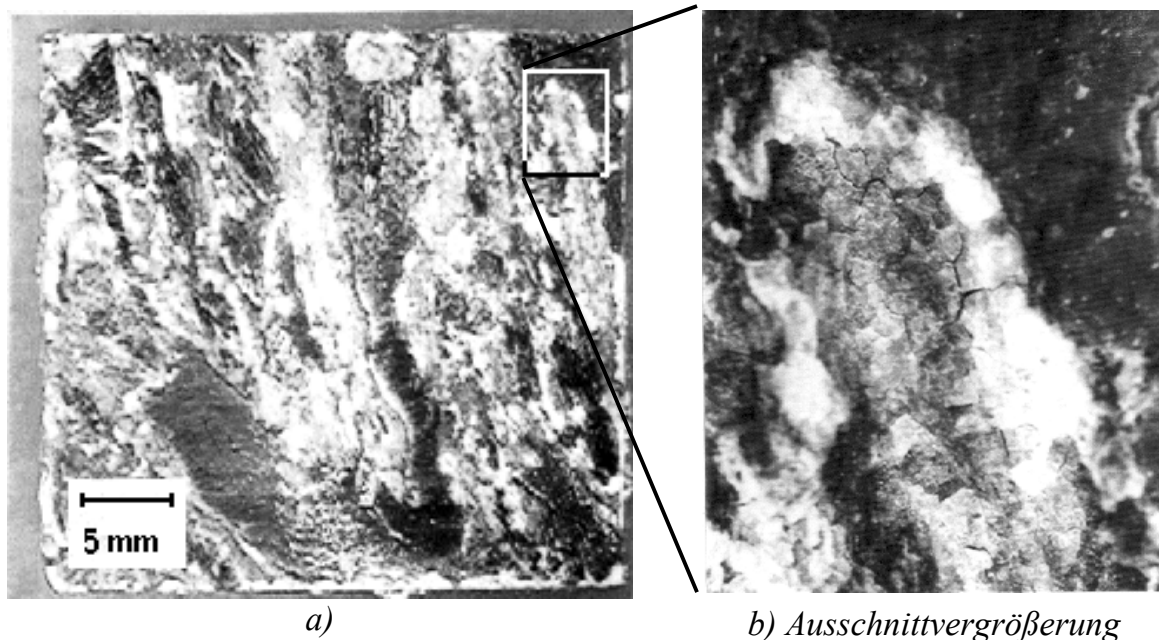


Abbildung 5-37: AZ91 nach 16 h Dauertauchtest in 3%-iger NaCl-Lösung

In der Literatur wurde angegeben, dass die Korrosionsbeständigkeit von WE54 die Werte von Aluminiumlegierungen erreicht und bei den durchgeführten Dauertauchtests erwies sich WE54 auch als wesentlich beständiger als AZ91. Die

Magnesiumlegierung WE54 (Behandlungszustand T6) bildete während der Dauertauchtests eine dichte Passivschicht aus (Abbildung 5-38), die eine weitere Korrosion verhinderte. Die bessere Korrosionsbeständigkeit gegenüber AZ91 beruht darauf, dass das Zirkon das im Magnesium enthaltene Eisen durch Bildung unlöslicher Fe-Zr-Ausscheidungen bereits beim Gießen abbindet /KAR1, SON1/.

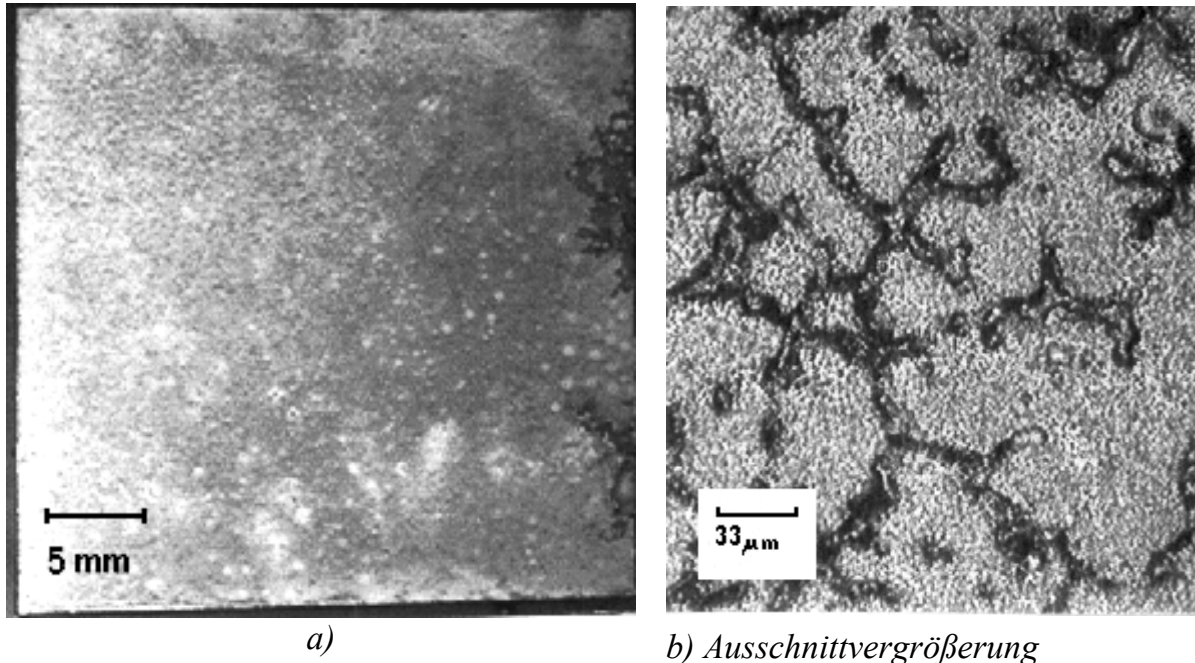


Abbildung 5-38: WE54 nach 16 h Dauertauchtest in 3%-iger NaCl-Lösung

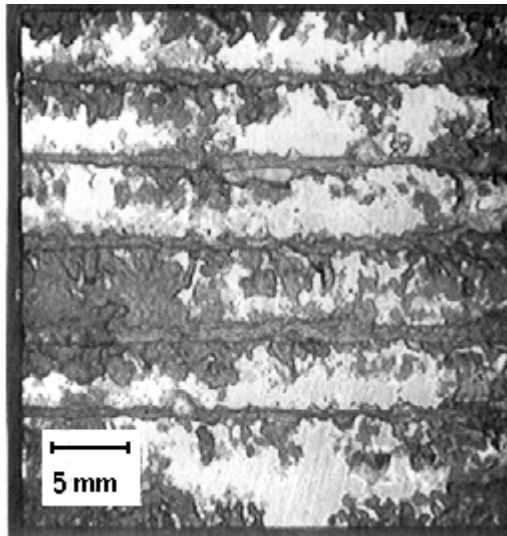
5.5.2 Schichten aus magnesiumhaltigen Pulvern

Bei den magnesiumhaltigen Schichten mit AlSix-Pulvern stand für die Korrosionstests im Vordergrund, welchen Einfluss das Silizium auf die Korrosionsbeständigkeit der beschichteten Oberflächen hat. Deshalb wurden Beschichtungen ohne Silizium (WE54+Al), mit so geringem Siliziumanteil, dass dieser vollständig in Form von Mg_2Si -Partikeln gebunden ist (WE54+AlSi12) und mit hohem Siliziumgehalt (WE54+AlSi60) für die Korrosionstests ausgewählt.

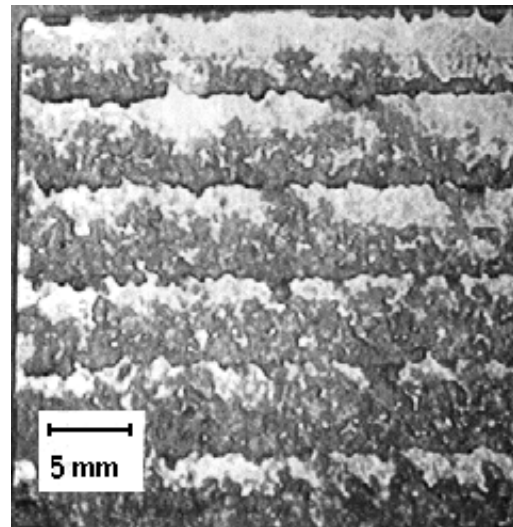
WE54 + 25% Al: Abbildung 5-39a zeigt die Oberfläche der beschichteten Probe nach dem Dauertauchtest. Nach 16 h war die Oberfläche teilweise noch blank. Jedoch wurden besonders die Überlappbereiche zwischen den einzelnen Beschichtungsspuren stark angegriffen. Diese Bereiche waren anfälliger gegen Korrosion als die restliche Schicht. Dort war der Magnesiumgehalt aufgrund der erhöhten Aufmischung mit dem Substrat entsprechend höher.

WE54 + 25% AlSi12: Von den Überlappbereichen ausgehend, griff der Korrosionsangriff fast auf die komplette Schicht über, wie in Abbildung 5-39b zu erkennen ist. An den noch nicht korrodierten Stellen war die Oberfläche blank. Möglicherweise bestanden diese blanken Bereiche aus intermetallischen Phasen, wahrscheinlich $Mg_{17}Al_{12}$.

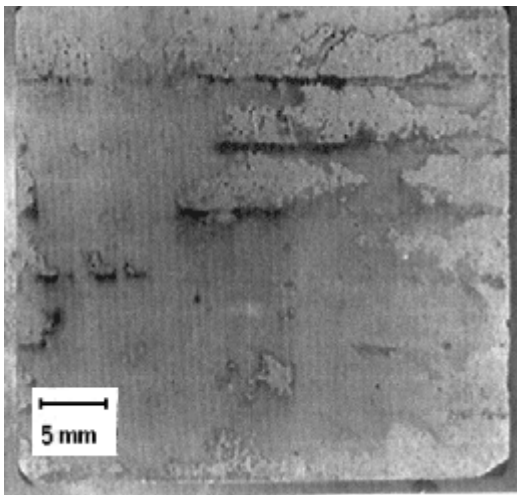
Die Stärke des Korrosionsangriffs war vergleichbar mit der Schicht, der nur Al zulegiert wurde.



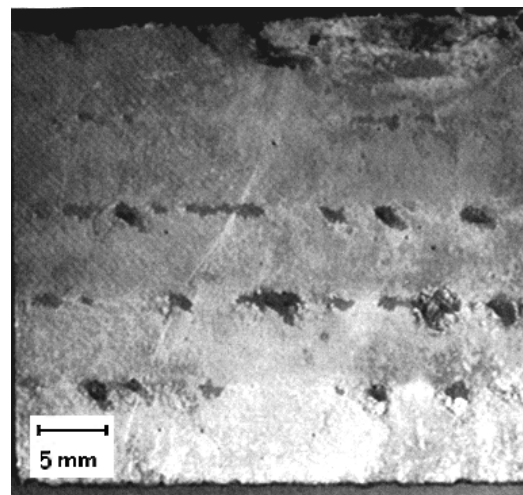
a) WE54 + 25%Al



b) WE54 + 25%AlSi12



c) WE54 + 20%AlSi60



d) WE54 + 25%AlSi60 (nach 24 h)

Abbildung 5-39: Magnesiumhaltige Schichten mit Al oder AlSix – Zusatz nach 16 h Dauertauchtest in 3 %-iger NaCl-Lösung

WE54 + 20 bzw. 25% AlSi60: Nach /SON1/ hat die Phase Mg_2Si zwar keinen Einfluss auf die Korrosion, aber der Korrosionsangriff erfolgte hier wesentlich schwächer als bei den vorigen Schichten. Nach 5 Stunden war selektive Korrosion nur an den Überlappbereichen der Beschichtungsspuren mit 25% AlSi60 (Abbildung 5-39d) zu sehen. Nach 24 h befand sich ein passivierender Schutzfilm auf dem überwiegenden Teil der Oberfläche mit Ausnahme der Überlappbereiche der einzelnen Spuren, die geringfügig angegriffen wurden. Wenn die Oberfläche der Schichten homogene Übergangsbereiche aufwies, war die Korrosionsbeständigkeit höher, wie Abbildung 5-39c am Beispiel

WE54+20% AlSi60 zeigt. Hier war der Überlappbereich nach 16 Stunden nur ansatzweise angegriffen, der Rest der Schicht war von einer Passivschicht überzogen.

Die magnesiumhaltigen Schichten mit Zusatz von Aluminium- bzw. AlSix-Pulvern waren an den Überlappbereichen der einzelnen Spuren inhomogen zusammengesetzt, wobei der Magnesiumgehalt wesentlich höher war als im Rest der Schicht. Bei den Dauertauchtests in wässriger NaCl-Lösung wurden sie dann auch besonders an diesen Stellen selektiv angegriffen.

WE54 + NiAl 40/60: Die Abbildung 5-40 zeigt eine Probe vor dem Korrosionstest. Auf der geschliffenen Oberfläche sind in der Ausschnittsvergrößerung deutlich einige nicht aufgeschmolzene Nickelpartikel in der Matrix zu erkennen. Unmittelbar nach Versuchsstart setzte eine starke Reaktion unter Wasserstoffbildung ein. Da Nickel und Magnesium sehr weit in der elektrochemischen Spannungsreihe voneinander entfernt sind, bildeten sich galvanische Elemente an der Oberfläche aus, die zu einer heftigen Korrosionsreaktion führten. Bereits nach 10 Minuten (Abbildung 5-41) war schon ein Großteil der Schicht angegriffen und mit locker aufliegenden, leicht entfernbar Korrosionsprodukten behaftet. Der Angriff erfolgte über die ganze Fläche. Nach 16 h war ungefähr 1 mm der Schicht abgetragen.

In den nickelhaltigen Beschichtungen lagen nicht aufgeschmolzene Nickelpartikel in der ganzen Schicht verteilt vor, die im Kontakt mit Magnesium aus der Matrix standen und dadurch in der NaCl-Lösung eine heftige Korrosionsreaktion auslösten. Die Korrosionsbeständigkeit verschlechterte sich enorm und die Beschichtung wurde zu einem großen Teil während der Korrosionstests abgetragen.

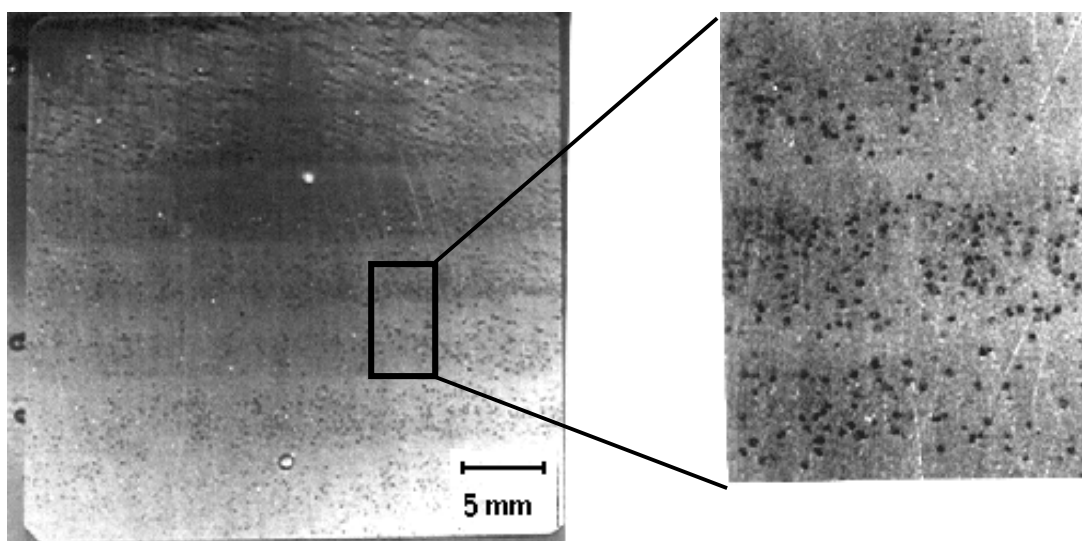
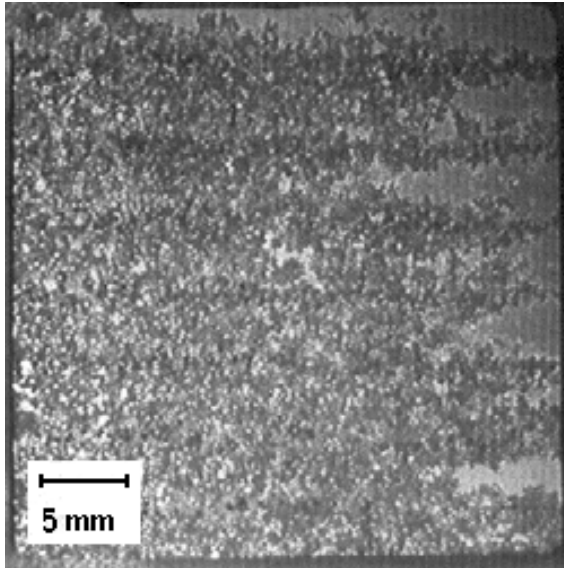


Abbildung 5-40: *WE54 + 25 % NiAl40/60* vor dem Korrosionstest

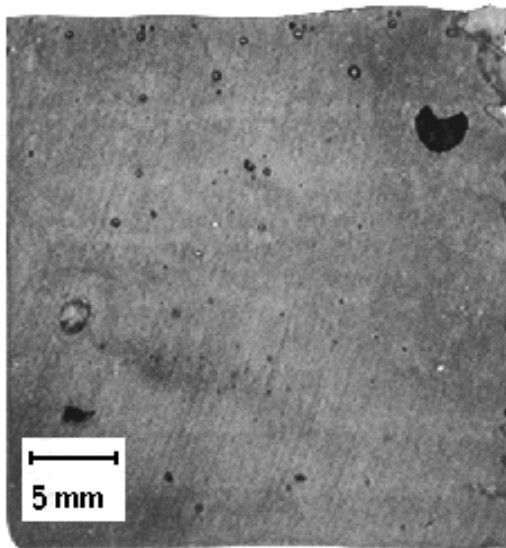


*Abbildung 5-41: WE54 + 25 % NiAl40/60
nach 10 min Dauertauchtest in
3 %-iger NaCl-Lösung*

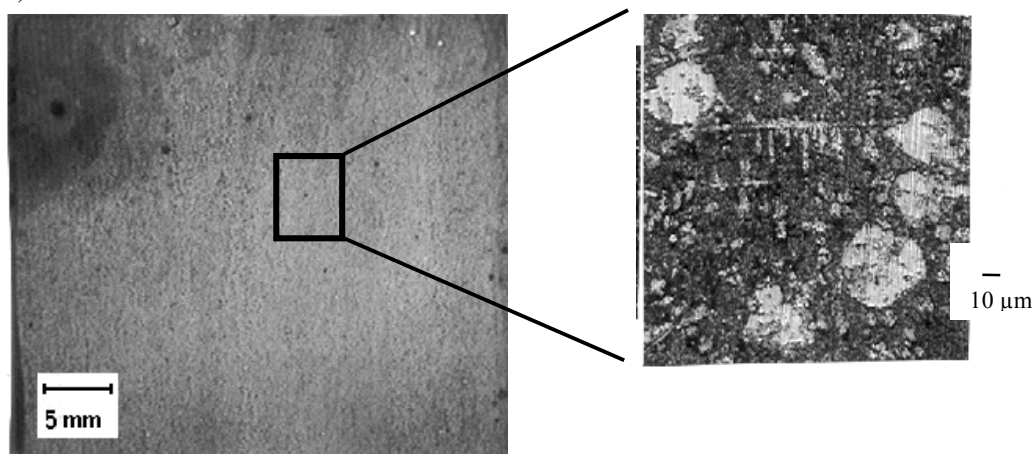
Alle untersuchten Schichten aus magnesiumhaltigen Pulvern zeigten keine wesentliche Verbesserung der Korrosionsbeständigkeit gegenüber den beiden Grundwerkstoffen AZ91 und WE54.

5.5.3 Schichten aus magnesiumfreien AlSix-Pulvern

Die magnesiumfreien Schichten zeichneten sich dagegen durch eine gute Korrosionsbeständigkeit aus. Während des Korrosionstests war keine Wasserstoffblasenbildung zu beobachten. Der geringere Magnesiumgehalt in den Beschichtungen wirkte sich positiv aus, denn auch im Überlappbereich trat hier kein erhöhter Korrosionsangriff auf. Nach dem Test hatte sich die Oberfläche dieser Schichten dunkel verfärbt, ohne dass die Schichten abgetragen worden sind oder Lochfraß einsetzte (Abbildung 5-42). Es bildete sich an der Oberfläche eine fest haftende Anlaufschicht aus, die die weitere Korrosion behinderte und damit die Korrosionsbeständigkeit gegenüber den Magnesiumsubstratlegierungen verbessern konnte.



a) AlSi20



b) AlSi30

Abbildung 5-42: Schichten aus magnesiumfreien AlSix-Pulvern nach 16 h Dauertauchtest in 3 %-iger NaCl-Lösung

6 Zusammenfassung

Das Ziel der Untersuchungen zum Laserbeschichten der Magnesiumlegierungen AZ91 und WE54 war die Verbesserung des Verschleißverhaltens bei gleichzeitiger Untersuchung des Korrosionsverhaltens in Cl⁻-haltiger Umgebung. Nickel, Aluminium und Silizium wurden als Zusatzwerkstoffe ausgewählt, da sie intermetallische Phasen mit Magnesium bildeten. Als Beschichtungen wurden drei Werkstoffgruppen untersucht. Es handelte sich bei der ersten Gruppe um Pulvermischungen mit einem hohen Anteil der Magnesiumlegierung WE54 und einem geringeren Anteil an Pulvern bestehend aus Al + Ni und Al + Si. Eine zweite Gruppe wurde zusätzlich mit SiC-Hartstoffpartikeln dispergiert. Die dritte Gruppe bildeten Pulver aus Aluminiumlegierungen mit steigendem Anteil an Silizium (20 bis 60 Gew.%). Diese Legierungen wurden bereits als Beschichtungen zur Verbesserung des Verschleißverhaltens von Aluminiumlegierungen eingesetzt und deshalb auch für diese Untersuchungen ausgewählt. Die Bildung von intermetallischen Phasen führte in den Beschichtungen zu einer Härtesteigerung, die zur Verbesserung der Verschleißbeständigkeit genutzt werden konnte. Das Verschleißverhalten wurde mit Multiscratchtests, Stift-Ring- und Stift-Scheibe-Tests mit dem Kugellagerstahl 100Cr6 als Verschleißpartner durchgeführt.

Schichten aus magnesiumhaltigen Pulvern

In magnesiumhaltigen Beschichtungen erhöhten die Legierungselemente Nickel, Silizium und Aluminium die Härte. Bei Mischungen aus Al + Ni reichte die Temperatur des Schmelzbades nicht aus, um die Nickelpartikel vollständig aufzulösen. Dies führte dazu, dass das Korrosionsverhalten dieser Beschichtungen aufgrund des hohen Potenzialunterschiedes von Nickel und Magnesium sehr schlecht war. In kürzester Zeit wurden diese Schichten bei den Dauertauchtests in 3 %-iger NaCl-Lösung abgetragen. Die Schichten mit Al + Si neigten durch ihren hohen Anteil an intermetallischen Phasen Mg-Al zur Versprödung. Vor allem steigerte die intermetallische Phase Mg₁₇Al₁₂ schon bei einem geringen Anteil deutlich die Härte. Aus diesem Grund war die Herstellung rissfreier Schichten ab einem Anteil von mehr als 20 Gew.% AlSi₆ sehr schwer möglich. In Dauertauchtests mit 3 %-iger NaCl-Lösung wurden diese Spuren selektiv an den Stellen angegriffen, wo sich die einzelnen Beschichtungsspuren überlappten. Es wurde ein sehr gutes Verschleißverhalten bei Gleitverschleiß erreicht. Die zusätzliche Dispergierung mit SiC-Hartstoffpartikeln sorgte noch für eine zusätzliche Verbesserung des Verschleißverhaltens. Bei den geschmierten Stift-Ring-Tests wurden überhaupt keine Verschleißmarken gefunden, jedoch wird der gehärtete Kugellagerstahl 100Cr6 durch die SiC-Partikel einem verstärkten Verschleiß ausgesetzt. Die

magnesiumhaltigen Beschichtungen waren insgesamt eher ungeeignet zur Oberflächenbeschichtung von Magnesiumlegierungen mit dem Ziel der Verbesserung der Verschleiß- und Korrosionsbeständigkeit.

Schichten aus magnesiumfreien AlSix-Pulvern

Die AlSix-Pulver der Aluminiumlegierungen mit steigendem Siliziumgehalt lagen als Legierungspulver (AlSi20, AlSi30, AlSi40 und AlSi60) mit sphärischer Geometrie der einzelnen Pulverkörner vor. Sie ließen sich gut mit dem Nd:YAG-Laser auf die Mg-Grundwerkstoffe beschichten. Die Schichten bildeten sich gleichmäßig aus, wobei eine möglichst geringe Aufmischung des Beschichtungswerkstoffes mit dem Grundwerkstoff angestrebt wurde. Wurde für die Beschichtungen eine zu langsame Vorschubgeschwindigkeit (300 mm/min) gewählt, bildete sich aufgrund der großen Aufmischung ein hoher Anteil an intermetallischen Phasen besonders im Aufmischungsbereich zum Grundwerkstoff aus. Die Folge war eine hohe Härte in diesem Bereich, was die Gefahr der Rissbildung erhöhte. Wurde eine hohe Vorschubgeschwindigkeit gewählt (800 mm/min), bildete sich nur ein schmaler Saum bestehend aus Mg_2Si und Mg-Al-Phasen mit geringerer Härte und verringerter Neigung zur Rissbildung aus. Allerdings zeigte sich hier eine stärkere Porenbildung im Aufmischungsbereich und es traten vermehrt Anbindungsfehler auf. Das Korrosionsverhalten der AlSix-Beschichtungen in 3 %-iger NaCl-Lösung war sehr gut. Es hat sich ein dichter, gut haftender Schutzfilm ausgebildet, der die weitere Korrosion verhinderte.

Mit AlSi20 als Beschichtung konnte nur eine geringfügige Verbesserung des Verschleißverhaltens gegenüber den Grundwerkstoffen erzielt werden. Bei AlSi20 ist der Siliziumgehalt zu gering, um Siliziumkörner im Gefüge zu bilden und die Verschleißbeständigkeit verbesserte sich nur geringfügig. Diese Legierung ist deshalb weniger geeignet. Bei dieser Beschichtung wurde der gesamte Siliziumanteil zur Bildung der intermetallischen Mg_2Si im Gefüge aufgebraucht und es trat kein Primärsilizium im Gefüge auf, wie bei den Beschichtungen mit höherem Siliziumgehalt.

Die Schichten aus AlSi30- und AlSi60-Pulvern verbesserten die Verschleißbeständigkeit gegenüber den Grundwerkstoffen AZ91 und WE54 deutlich. Die beim Verschleiß an Luft entstandenen Abriebpartikel oxidierten durch den Sauerstoff. Dadurch entstanden Hartstoffpartikel, die den Verschleiß unterstützten. Stift-Scheibe-Tests mit der Beschichtung AlSi30 unter Vakuumbedingungen zeigten deshalb auch einen geringeren Verschleißverlust, da dort keine Oxidpartikel auftraten. Während sich das Verschleißverhalten dieser Beschichtungen gegenüber den Grundwerkstoffen bereits ohne Schmierung geringfügig verbessert hat, war der Verschleiß mit dem Motoröl 5W40 als Schmierung sogar drastisch reduziert. Während bei den Grundwerkstoffen auch mit Schmiermittel ein Materialabtrag gemessen wurde, fand bei den geschmier-

ten Tests an den untersuchten Beschichtungen maximal eine Glättung der Oberfläche statt. Im Multiscratchtest zeigten die magnesiumfreien Schichten aus AlSi40-Pulver die besten Ergebnisse. Besonders die AlSix-Legierungen der Legierungsgehalte zwischen 30 und 40 % waren damit sehr gut zum Oberflächenschutz der Magnesiumlegierungen geeignet. Sowohl Korrosions- als auch Verschleißbeständigkeit wurde gegenüber den Grundwerkstoffen wesentlich verbessert.

Bei einem Siliziumgehalt von 60 Gew.% oder mehr bildete sich andererseits so viel Primärsilizium im Gefüge aus, dass zwischen großen Siliziumpartikeln und den anderen harten Phasenanteilen zu wenig von der duktilen Aluminiummatrix zur Verfügung stand, wodurch harte Partikel bei Gleitbeanspruchung aus der Oberfläche ausbrachen und sich dadurch das Verschleißverhalten nur weniger verbesserte. Das Korrosionsverhalten konnte im Vergleich zum Grundwerkstoff AZ91 ebenfalls wesentlich verbessert werden. WE54 ist bereits gut beständig in Cl⁻-haltiger Umgebung.

Laserschweißen artungleicher Verbindungen aus Aluminium und Magnesium

Beim Laserschweißen von Magnesium- mit Aluminiumlegierungen konnte die Bildung intermetallischer Phasen nicht vermieden werden. Die hohe Härte besonders beim Übergang vom Magnesium zum Schweißgut ließ vermuten, dass die in Zugversuchen zu ermittelnden mechanischen Kennwerte im Vergleich zu den Ausgangsmaterialien verringert waren. Der hohe Siliziumgehalt des pulverförmigen Zusatzwerkstoffes AlSi30 sorgte dafür, dass neben den spröderen intermetallischen Phasen aus Magnesium und Aluminium auch die weniger spröde Phase Mg₂Si gebildet wurde. In den Bereichen mit hoher Härte bildeten sich die Mg₂Si-Partikel in einer runden Form aus, die sich günstig auf das Rissbildungsverhalten im Gefüge des Schweißgutes ausgewirkt hat. Eine Rissbildung konnte zumindest soweit verringert werden, dass die Schweißnähte nicht brachen. Die Ergebnisse der Untersuchungen sind eine Grundlage für weitere Versuche zur Schweißbarkeit der Werkstoffkombination Magnesium-Aluminium, die bereits im Rahmen des EU-Projektes „MAGJOIN“ weitergeführt werden. Der Einfluss des Zusatzwerkstoffes auf die Qualität der Schweißnähte, die erfolgreiche Verschweißung von Magnesiumlegierungen mit Aluminiumlegierungen auch mit weniger Siliziumgehalt und die Bestimmung der mechanischen Eigenschaften dieser Schweißverbindungen stehen dabei im Vordergrund.

7 Literatur

- /ARN1/ **Laserbeschichten von Zylinderlaufbahnen**
J. Arnold, R. Karcher, G. Mielsch, N. Stothard, Tagungsband der Stuttgarter Lasertage SLT'99 28.-29.9. 1999
- /ASK1/ **Materialwissenschaften**
D.R. Askeland, Spektrum, Akademischer Verlag Heidelberg, Berlin, Oxford 1996, ISBN 3-86025-357-3
- /ASM1/ **Binary Phase Diagrams**
Datenbank, ASM International, Materials Park Ohio
- /ASM2/ **Materials Science and Technology, A Comprehensive Treatment, Vol. 8 Structure and Properties of Nonferrous Materials**
R.W. Cahn, P. Haasen, E.J. Kramer, Volume Editor K.H. Matucha, VCH-Verlag
- /AUT1/ **Tribologie**
Autorenteam, Schriftenreihe des Wirtschaftsförderungsinstitutes, Nr. 277, WIFI Österreich (Wirtschaftskammer) 1996
- /BAC1/ **Moderne Beschichtungsverfahren**
F.-W. Bach, T. Duda, Wiley-VCH Verlag, 2000, ISBN 3-527-30117-8
- /BEC1/ **Magnesium und seine Legierungen**
A. Beck, 2. Auflage, Springer Verlag Berlin Heidelberg 1939 und 2001
ISBN 3-540-41675
- /BEF1/ **Das Leichtmetall Magnesium und seine Legierungen**
O. Beffort, C. Hausmann, EMPA Thun
- /BEN1/ **Lasertechnik-Markt, Neuentwicklungen, Trends**
H. Benningshoff, Technische Rundschau 5/1999, S. 42-45
- /BGR1/ **Berufsgenossenschaftliche Regeln für Sicherheit und Gesundheit bei der Arbeit – Umgang mit Magnesium**
Berufsgenossenschaft, BGR 204
- /BRU1/ **Opportunities for Magnesium Alloys in Body Structures**
D. Brungs, Tagungsband der Konferenz Magnesium Alloys and their Applications in Wolfsburg, April 1998, Werkstoff-

Informationsgesellschaft GmbH 1998, S. 113-118

- /BUE1/ **Korrosion und Korrosionsschutz von Magnesiumlegierungen**
K. Bühler, Metall, 44 (8) 1990, S. 748-753
- /CHE1/ **Leichtmetallbau in der Automobilindustrie - Ein Einsatz für die Lasertechnik**
G. Chen, R. Volz, ATZ/MTZ Sonderheft Fertigungstechnik 1993, S. 53-55
- /CRA1/ **Schweißen von Magnesiumstrukturen**
H. Cramer, L. Baum, P. Limley, W.E. Nentwig, DVS 204, S. 208-213
- /CSI1/ **The Magnesium Homepage**
<http://www.cat.csiro.au/~njr/mggen.htm>
- /EML1/ **Principles of Magnesium Technology**
E. F. Emley, Pergamon Press Ltd., Oxford, 1.Auflage 1966
- /FOE1/ **Laser in der Metallbearbeitung**
D. Förster, W. Müller, Fachbuchverlag Leipzig, 2001,
ISBN 3-446-21672-3
- /GAL1/ **Werkstoffkundliche Untersuchungen zur Laserstrahloberflächenbearbeitung und zum Laserstrahlschweißen von Magnesiumwerkstoffen**
R. Galun, Dissertation TU Clausthal 1998, Papierflieger Clausthal-Zellerfeld 1998, ISBN 3-89720-158-5
- /GAL2/ **Tribologische Eigenschaften laserstrahllegierter und -beschichteter Magnesiumlegierungen**
R. Galun, U. Kutschera, A. Weisheit, B.L. Mordike, Metall 53 (1999), 12,
S. 672-675
- /GAL3/ **Properties of laser alloyed surface layers on magnesium base alloys**
R. Galun, A. Weisheit, B.L. Mordike, Tagungsband der Konferenz Magnesium Alloys and their Applications in Wolfsburg, April 1998, Werkstoff-
Informationsgesellschaft GmbH 1998, S. 439-444
- /GAL4/ **Schweißen von Magnesiumlegierungen mit einem CO₂-Laser**
R. Galun, A. Weisheit, B.L. Mordike, Schweißen & Schneiden 49, 10
(1997), S. 784-787

- /GAR1/ **Magnesium – Schwierigkeiten überwunden, neue Chancen im Blick**
F. Garber, Metall, 47 (6), 1993
- /GIN1/ **Die Metallischen Rohstoffe**
Bd. 15 Aluminium und Magnesium
H. Ginsberg, K. Wefers, Ferdinand Enke Verlag Stuttgart 1971
- /HAA1/ **Diodenlaser - innovatives Werkzeug für die Produktion**
M. Haag, M. Brandner, LaserOpto 32 (3) 2000
- /HAA2/ **Homepage und Datenblätter der Fa. Haas-Laser**
<http://www.haas-laser.com>
- /HAB1/ **Verschleiß und Härte von Werkstoffen**
K.-H. Habig, Carl Hanser Verlag München, Wien 1980,
ISBN 3-446-12965-0
- /HAF1/ **Laser- und Elektronenstrahlschweißen von Magnesiumwerkstoffen**
H. Haferkamp et al., Schweißen & Schneiden, 52, (2000), 4, S. 235-237
- /HAF2/ **Nd:YAG-Laser Beam Welding of Magnesium Constructions**
H. Haferkamp, F.-W. Bach, I. Burmester, K. Kreuzburg, M. Niemeyer,
Tagungsband „3rd Magnesium Conference“
- /HAY1/ **Surface Protection for Magnesium Substrates with Possible Applications**
F. Hayduk, P. Kurze, Tagungsband der Konferenz Magnesium 2000, Dead
Sea, Israel Feb. 2000, Hrsg. Magnesium Research Institute (MRI) Ltd., S.
431-440
- /HUE1/ **Recent developments of solid state and diode lasers for materials processing**
H. Hügel, Tagungsband der „European Conference of Laser Treatment of
Materials, ECLAT 1998“, S. 3-10
- /HUE2/ **Strahlwerkzeug Laser**
H. Hügel, Teubner-Verlag 1992, ISBN 3-519-06134-1
- /HYD1/ **Corrosion and Finishing of Magnesium Alloys**
Informationsbroschüre der Fa. Hydro Magnesium

- /KAI1/ **Fortschrittliche Fertigungstechnologien für Magnesiumwerkstoffe in der Verkehrstechnik**
K.U. Kainer, GKSS Geesthacht
- /KAI2/ **Magnesium: Eigenschaften, Anwendungen, Potenziale**
K.U. Kainer (Hrsg.), Wiley- VCH Verlag GmbH, Weinheim 2000
- /KAM1/ **Magnesium Taschenbuch**
C. Kammer, Aluminium-Verlag 2000, ISBN 3-87017-264-9
- /KAR1/ **Factors affecting the Corrosion Performance of Elektron WE43 and WE54 Magnesium Casting Alloys**
H. Karimzadeh, P. Lyon, J. F. King, Tagungsband der Konferenz Magnesium Alloys and their Applications in Wolfsburg, April 1998, Werkstoff-Informationsgesellschaft GmbH 1998, S. 403-408
- /KIN1/ **Development of Magnesium Diecasting Alloys**
J.F. King, Tagungsband der Konferenz Magnesium Alloys and their Applications in Wolfsburg, April 1998, Werkstoff-Informationsgesellschaft GmbH 1998, S. 37-47
- /KLI1/ **Neue Erkenntnisse zum HLDDL-Einsatz**
W. Klinker, Laser 5-2000, S. 51-52
- /KOU1/ **Laser Treatment of Magnesium**
A. Koutsomichalis, L. Saettas, H. Badekas, J. Mater. Sci., 29(1994), S. 6543-6547
- /KUT1/ **Wear behaviour of laser surface treated magnesium alloys**
Kutschera, U., Galun, R., Tagungsband der Konferenz „Magnesium alloys and their applications 2000“, S. 330-335
- /KUT2/ **Laser Surface Cladding of Magnesium Alloy with Al and Si and Dispersion with SiC**
U. Kutschera, A. Weisheit, B.L. Mordike, R. Galun, Tagungsband der Konferenz “Werkstoffwoche ‘99”,
- /KUT3/ **Laser Hybrid Joining of Magnesium Alloys**
U. Kutschera, J. Arnold, G. Chromik, F. Dausinger, Tagungsband der Konferenz “Lasers in Manufacturing 2001“, AT-Fachverlag Stuttgart 2001, S. 427-435

- /LEH1/ **Welding of Die Casted Magnesium Alloys Production Machines**
C. Lehner, G. Reinhard, L. Schaller, Tagungsband "Laser Materials Processing Conference, ICALEO'98", LIA, S. F18-F27
- /LEN1/ **Thermal Spraying on the Magnesium Alloy AZ91**
U. Lenz, A. Weisheit, B.L. Mordike Tagungsband der Konferenz „Magnesium Alloys and their Applications“ in Wolfsburg, April 1998, Werkstoff-Informationsgesellschaft GmbH 1998, S. 445-450
- /LEO1/ **Laser beam welding of AZ9131B-H24 Magnesium Alloy**
K.H. Leong, G. Kornecki, P.G. Sanders, J.S. Keske, Tagungsband „Laser Materials Processing Conference, ICALEO'98“,LIA, S. F28-F36
- /LOO1/ **Neue Entwicklungen bei Diodenlasern und diodengepumpten Festkörperlaseren**
P. Loosen, Zeitschrift Eurolaser AKL 2000, S. 32-37
- /MAG2/ **Global Outlook on the Use of Magnesium Diecastings in Automotive Applications**
D. Magers, J. Willekens, Tagungsband der Konferenz Magnesium Alloys and their Applications in Wolfsburg, April 1998, Werkstoff-Informationsgesellschaft GmbH 1998, S.105-112
- /MAG3/ **Magnesium, a good choice for weight reduction and other benefits in instrumental panel substrates**
D.M.Magers, Hydro Magnesium, Firmenprospekt (MAG3)
- /MAT1/ **Materials Science and Technology, A Comprehensive Treatment**
K.-H. Matucha, Vol. 8 Structure and Properties of Nonferreous Alloys
VCH Weinheim, New York, Basel, Cambridge, Tokyo
- /MEL1/ **Elektron Database**
Magnesium Datenbank, Magnesium Elektron & Engineering Information Company Ltd. 1996
- /MER1/ **Effects of fretting under various environments (vacuum, helium, air) on cold welding between titanium and stainless steel SS440C**
A. Merstallinger, E. Semerad, B.D. Dunn, S 1883-1887

- /MOR1/ **Mechanical Properties and Thermal Stability of Rapidly Solidified Magnesium Alloys**
B.L. Mordike, W. Riehemann, Plasticity of Metals and Alloys-ISMPA6, Key Engineering Materials, Vols. 97-98, S. 13-28
- /NIE1/ **Strahl-Stoff-Wechselwirkungen und resultierende Verbindungseigenschaften beim Laserstrahlschweißen von Magnesiumlegierungen**
M. Niemeyer, Fortschritt-Berichte VDI, 5/572, 1999
- /OLS1/ **Korrosionseigenschaften von neuen Magnesiumlegierungen**
A.L. Olsen, Metall, 46 (6) Juni 1992
- /PAR1/ **Effects of RE(rare earth metals) addition on mechanical properties in Al-high Mg alloys**
S.D. Park, S.B. Kang, H.K. Cho, Light Weight Alloys for Aerospace Applications IV, 1997, S. 85-94
- /PET1/ **Metallographisches, keramographisches, plastographisches Ätzen**
G. Petzow, 6. Auflage Bornträger Berlin
- /POL1/ **Grundlagen zu Reibung und Verschleiß**
G. Polzer, F. Meißner, VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie Leipzig, 2. Aufl. 1982
- /POL2/ **Physical Metallurgy of Magnesium Alloys**
I.J. Polmear, Tagungsband der Konferenz Magnesium Alloys and their Applications in Garmisch-Partenkirchen, April 1992, S. 201-212
- /PRO1/ Produktion, Nr. 11, 1998
- /RAY1/ **The physical metallurgy of Magnesium and its alloys**
G.W. Raynor, Pergamon Press 1959
- /RAY2/ **Constitution of ternary and some more complex alloys of magnesium**
G.V. Raynor, International Metals Reviews, June (1977), S. 65-96
- /REI1/ **Vielfältiger Einsatz des Festkörperlasers in der Oberflächenveredelung**
U. Reichelt, U. Beck, R. Volz, Laser und Optoelektronik 26 (6) (1994), S. 40-44

- /ROE1/ **High pressure die casting of magnesium**
R. Rösch, P. Wanke, S. Kluge, Tagungsband der Konferenz Magnesium Alloys and their Applications in Wolfsburg, April 1998, Werkstoff-Informationsgesellschaft GmbH 1998, S. 71-77
- /SAN1/ **High Power Nd:YAG and CO₂ Laser Welding of Magnesium Based Alloys**
P.G. Sanders, J.S. Keske, K.H. Leong, G. Kornecki, Journal of Laser Applications 11 (1999) 2, S. 96-103
- /SCE1/ **Laseroberflächenveredeln von Mg-Li-Legierungen durch Legieren und Dispergieren**
K. Schemme, G. Huppert, Metall 47 (1993) 6, S. 541-546
- /SCI1/ **Gefüge von Magnesiumlegierungen in Abhängigkeit von Herstellung und Behandlung**
E. Schick, D. Regener, I. Wagner, Praktische Metallografie 37 (2000) 8, S. 435-451
- /SCU1/ **The use of Magnesium in Cars - Today and in Future**
S. Schumann, F. Friedrich, Tagungsband der Konferenz Magnesium Alloys and their Applications in Wolfsburg, April 1998, Werkstoff-Informationsgesellschaft GmbH 1998, S. 3-13
- /SCU2/ **Metallographie**
H. Schumann, 12. Auflage, VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig 1989
- /SON1/ **Corrosion Mechanisms of Magnesium Alloys**
G. L. Song, A. Atrens
Advanced Engineering Materials 1999/1/1, S. 11-33
- /STA1/ **Galvanic Corrosion of Magnesium Alloys**
M. Starostin, A. Smorodin, Y. Cohen, L. Gal-Or, S. Tamir, Tagungsband der Konferenz Magnesium 2000, Dead Sea, Israel Feb. 2000, Hrsg. Magnesium Research Institute (MRI) Ltd. S. 363-370
- /SUB1/ **Laser Cladding of Zirconium on Magnesium for Improved corrosion Properties**
R. Subramanian, S. Sircar, J. Mazumder, Journal of Material Science 26 (1991), S. 951-956

- /THO1/ **Oberflächenschutz für Magnesiumwerkstoffe zur Verbesserung des Korrosions- und Verschleißverhaltens**
M. Thoma, Metalloberfläche 38 (9) (1984) S. 393-399
- /TRO1/ **Korrosion**
K.H. Trostmann, Wiley-VCH Verlag GmbH, 2001, ISBN 3-527-30203-4
- /TRU1/ **Homepage der Trumpf - Gruppe**
<http://www.trumpf.com>
- /TRU2/ **Auszug aus dem Buch: Faszination Blech**
Trumpf-GmbH+Co. (Hrsg.)
Dr. J. Raabe Verlags-GmbH, 1996, ISBN 3-88649-187-0
- /UZA1/ **The role of composition and second phases on the corrosion behaviour of AZ alloys**
P. Uzan, N. Frumin, D. Eliezer, E. Aghion, Tagungsband der Konferenz Magnesium 2000, Dead Sea, Israel Feb. 2000, Hrsg. Magnesium Research Institute (MRI) Ltd., S. 385-391
- /VDI1/ VDI-Nachrichten, Nr. 46, 2000
- /VIL1/ **Handbook of ternary alloy phase diagrams**
P. Villars, A. Prince, H. Okamoto, ASM International, Materials Park Ohio, 1995, ISBN 0-87170-525-7
- /VOL1/ **Optimiertes Beschichten von Gußeisen-, Aluminium- und Kupfergrundwerkstoffen mit Lasern**
R. Volz, Dissertation Universität Stuttgart 1998, Teubner Verlag 1998, ISBN 3-519-06240-2
- /WAS1/ **Sicherer Umgang mit Magnesium**
J. Wassenhoven,
<http://home.eplus-online.de/wassenhoven/magnesium/magnesium.html>
- /WEI1/ **Laserrandschichtbehandlung von Aluminium- und Magnesiumwerkstoffen**
A. Weisheit, R. Galun, R. Haude, Metall, 6 (1994), S. 455-460
- /WEI2/ **Thermisch gespritzte Schichten auf Magnesiumlegierungen zur Verbesserung der Korrosions- und Verschleißbeständigkeit**
A. Weisheit, U. Lenz, B.L. Mordike, Metall, 9 (1997), S. 470-474

- /WEI3/ **CO₂ Laser Beam Welding of Magnesium Based Alloys**
A. Weisheit, R. Galun, B.L. Mordike, Welding Journal Research Supplement, AWS Miami Vol.77, 4 (1998), S. 149 S-154 S
- /WIE1/ **Electron Beam Alloying of Magnesium Materials**
B. Wielage, K. Fleischer, R. Zenker, S. Schammer Tagungsband der Konferenz Magnesium Alloys and their Applications in Wolfsburg, April 1998, Werkstoff-Informationsgesellschaft GmbH 1998, S. 427-431
- /WOL1/ **Laserstrahlbeschichten nach der einstufigen Prozeßführung am Beispiel „Beschichten von Gußeisen“**
S. Wolf, R. Volz, U. Reichelt, K. Battling, Laser und Optoelektronik 26 (4) (1994), S. 63-67
- /WOL2/ **Einsatz des Laserstrahlbeschichtens beim Bau von Kunststoffverarbeitungsmaschinen**
S. Wolf, R. Volz, Laser und Optoelektronik 27 (2) (1995), S. 47-53
- /WOL3/ **Beschichten von Gußeisenwerkstoffen mit dem Laserstrahl**
S. Wolf, R. Volz, U. Reichelt, K. Battling, Konstruieren + Gießen 19 (1994) 2, S. 26-29
- /WOL4/ **Beschichtung mit dem Laserstrahl zum Verschleiß- und Korrosionsschutz**
S. Wolf, U. Reichelt, K. Battling, R. Volz, Stahl 2 (1994) Mai, S. 51-52
- /WOL5/ **Verschleiß- und Korrosionsschutz durch Laserstrahlbeschichten**
S. Wolf, R. Volz, Plastverarbeiter 46 (1995) 6, S. 21-25
- /WOR1/ **Workshop Thermisches Spritzen**
Wissenschaft und Praxis, Dortmund 7./8. Dez.1994
- /ZEU1/ **Magnesium Alloys in New Aeronautic Equipment**
N. Zeumer, Tagungsband der Konferenz Magnesium Alloys and their Applications in Wolfsburg, April 1998, Werkstoff-Informationsgesellschaft GmbH 1998, S. 125-132
- /ZGA1/ **Reibung und Verschleiß - Mechanismen - Prüftechnik - Werkstoffeigenschaften**
K.H. Zum Gahr (Hrsg.), DGM 1983, ISBN 3-88355-064-7

8 Anhang

8.1 Pulverförmige Zusatzwerkstoffe

Für die Laserbeschichtung der Grundwerkstoffe AZ91 und WE54 wurden folgende Metallpulver als Zusatzwerkstoffe eingesetzt. Die meisten Pulver lagen als gasverdünste Legierungspulver vor, einige Pulver wurden selbst gemischt.

Bezeichnung	chemische Zusammensetzung
<i>Bestandteil magnesiumhaltiger Beschichtungen</i>	
Nicrobor20	95,85% Ni + 2,3% Si + 0,5% Fe + 1,3% B Legierung
NiAl 40/60	40% Ni + 60% Al Mischung
NiAl 80/20	80% Ni + 20% Al Legierung
<i>Bestandteil magnesiumfreier und magnesiumhaltiger Beschichtungen</i>	
AlSi20	80% Al + 20% Si Legierung
AlSi30	70% Al + 30% Si Legierung
AlSi40	60% Al + 40% Si Legierung
AlSi60	40% Al + 60% Si Legierung
<i>Bestandteil magnesiumhaltiger Beschichtungen</i>	
WE54	90,75% Mg + 5,25% Y + 3,5% SE + 0,5% Zr Legierung
<i>Bestandteil magnesiumhaltiger Beschichtungen mit Hartstoffdispersion</i>	
SiC	Legierung

8.2 Multiscratchtest

Die Ergebnisse der Verschleißversuche der Multiscratchtests sind in folgender Tabelle zusammengestellt. Die Wellentiefe stellt die Tiefe der Verschleißspuren dar. Der Wert der Substratlegierung WE54 wurde als Bezugswert auf 100 % gesetzt.

Bezeichnung	Substrat	Beschichtung	Wellentiefe	
			(µm)	(%)
Grundwerkstoffe				
AZ91	AZ91	--	85,7	204
WE54	WE54	--	42,0	100
magnesiumhaltige Beschichtung mit Al + Si				
C46/1	AZ91	25%AlSi12	20,5	49
WE54/51	WE54	15%AlSi40	31,0	74
WE54/50.1	WE54	20%AlSi40	23,9	57
WE54/48.1	WE54	30%AlSi40	22,8	54
C51/1	AZ91	20%AlSi60	23,4	56
C45/2	AZ91	25%AlSi60	27,1	65
C47/1	AZ91	25%AlSi60	20,7	49
WE54/66	WE54	25%AlSi60	29,9	71
magnesiumfreie Beschichtung				
AZAlSi7	AZ91	AlSi20	61,6	147
AZAlSi5	AZ91	AlSi30	33,9	81
AZAlSi9	AZ91	AlSi40	14,1	34
AZAlSi11	AZ91	AlSi60	31,0	74
magnesiumhaltige Beschichtung mit Al + Ni				
WE54/69	WE54	25%NiAl40/60	24,7	59
C52/3	AZ91	25%NiAl40/60	36,5	87
WE54/53.2	WE54	30%NiAl80/20	34,3	82

8.3 *Stift –Scheibe –Test*

Ergebnisse der Verschleißversuche der Stift –Scheibe –Tests

Bezeichnung	Substrat	Beschichtung	Versuchsumgebung	Volumenverlust (mm ³)
<i>Grundwerkstoffe</i>				
AZ91	AZ91	--	Luft	1,854
AZ91	AZ91	--	Vakuum	0,073
WE54	WE54	--	Luft	2,456
WE54	WE54	--	Vakuum	0,03
<i>magnesiumfreie Beschichtung mit AlSi30</i>				
AlAlSi30/Luft	Al	AlSi30	Luft	0,81
AlAlSi30/Vak.	Al	AlSi30	Vakuum	0,66
AZAlSi30/Luft	AZ91	AlSi30	Luft	1,16
AZAlSi30/Vak.	AZ91	AlSi30	Vakuum	0
WEAlSi30/Luft	WE54	AlSi30	Luft	1,07
WEAlSi30/Vak.	WE54	AlSi30	Vakuum	0
<i>magnesiumhaltige Beschichtung</i>				
10SiC/Luft	AZ91	WE54+15%AlSi40+10SiC	Luft	3,04
10SiC/Vak.	AZ91	WE54+15%AlSi40+10SiC	Vakuum	0,07
WEAl/Luft	WE54	WE54 + 20% Al	Luft	1,16
WEAlSi60/Luft	WE54	WE54 + 15% AlSi60	Luft	0,97
WE15SiC/Luft	WE54	WE54+15%AlSi60+15SiC	Luft	0,189

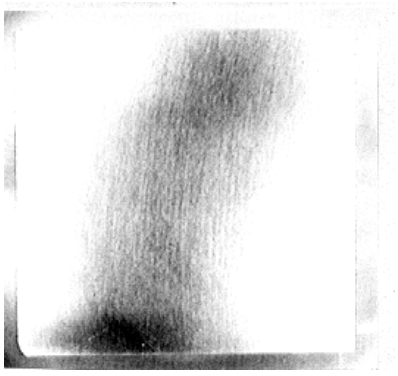
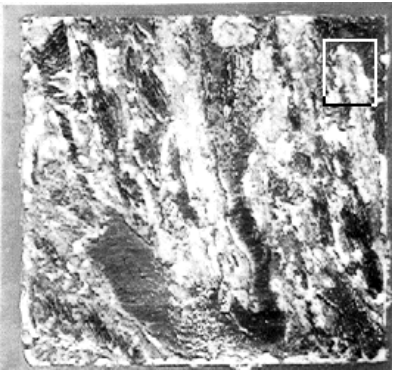
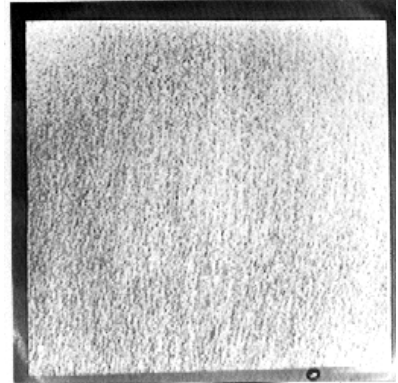
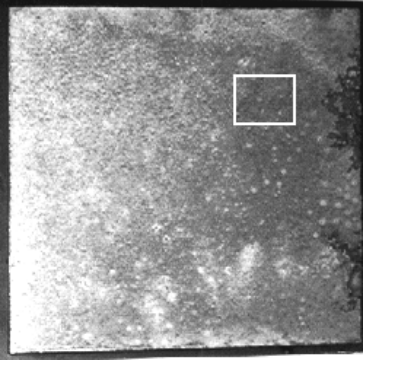
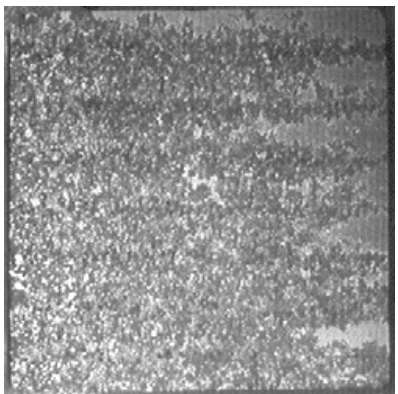

8.4 *Stift – Ring – Test*

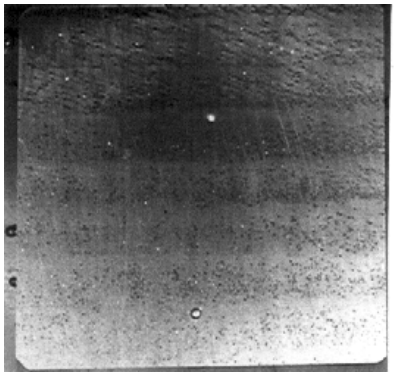


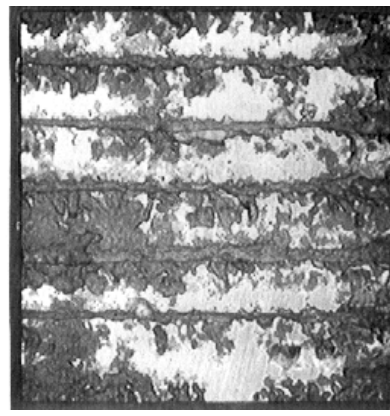
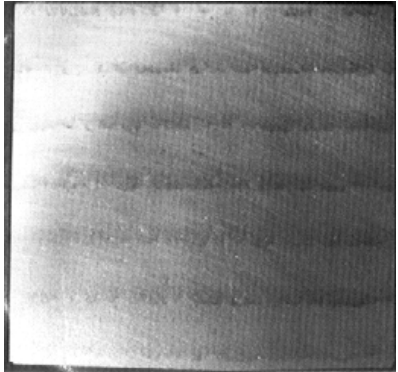
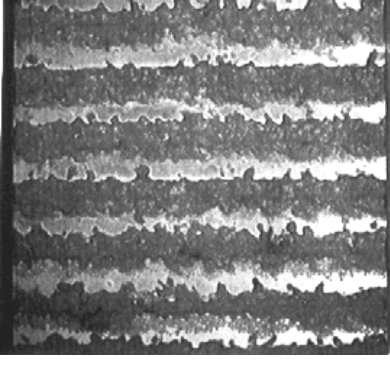
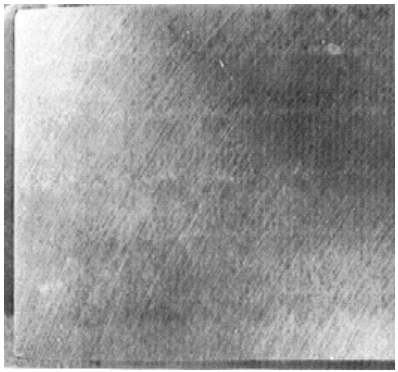
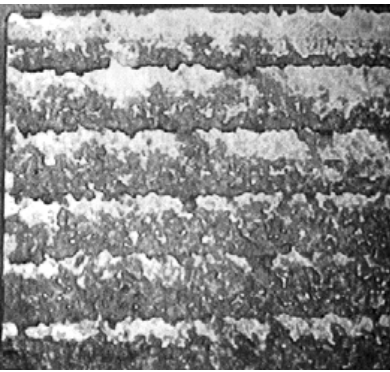
Ergebnisse der Verschleißversuche der Stift – Ring – Tests

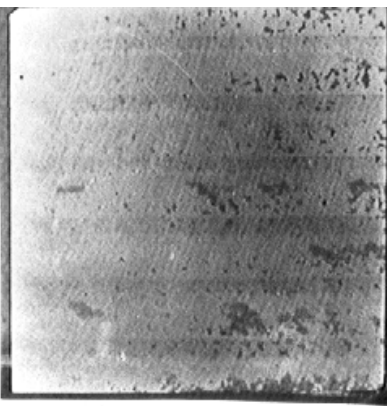

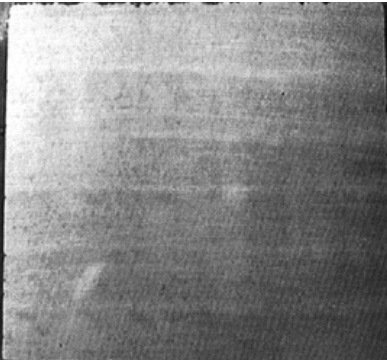
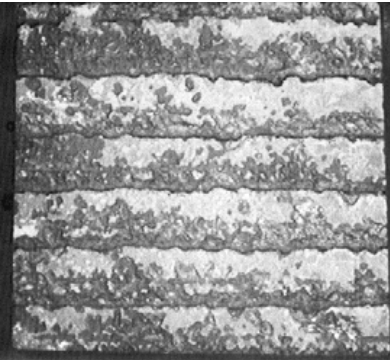
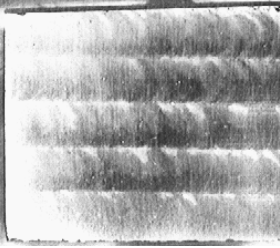

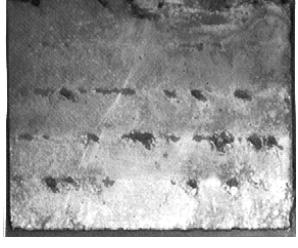
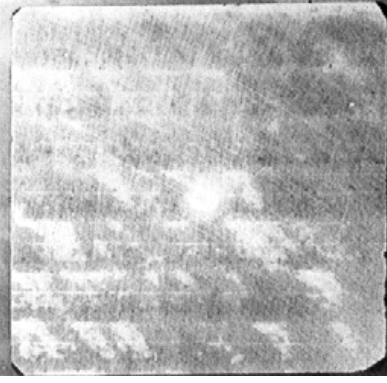

Probenbezeichnung	Substrat	Schicht	Versuchsbedingungen	Volumenverlust (mm ³)	Reibkoeffizient μ	Verschleißfaktor k (mm ³ /Nm)
AZ91 AZ91-Öl 60°C AZ91-Öl 140°C	AZ91	--	ungeschmiert 60°C, Öl 140°C, Öl	16,20 8,96 9,85	0,5 0,44	3,32E-4 3,65E-4
WE54 WE54-Öl 60°C WE54-Öl 140°C	WE54	--	ungeschmiert 60°C, Öl 140°C, Öl	14,20 8,98 6,33	0,48 0,7	3,31E-4
E10 AlSi30 E11 AlSi30-Öl 20°C	WE54	AlSi30	ungeschmiert 20°C, Öl	14,90 0,00	0,76 0,7	5,52E-4
E12 0SiC E13 0SiC –Öl 20°C	WE54	WE54 +15%AlSi6 0	ungeschmiert 20°C, Öl	14,45 0,00	0,95 0,41	5,35E-4
E19 5SiC E20 5SiC –Öl 20°C	WE54	WE54 +15%AlSi6 0	ungeschmiert 20°C, Öl	12,48 0,00	0,74 0,32	4,62E-4
E16 10SiC E17 10SiC-Öl 20°C	WE54	WE54 +15%AlSi6 0	ungeschmiert 20°C, Öl	8,79 0,00	0,55 0,29	3,26E-4
E14 15SiC E15 15SiC-Öl 20°C	WE54	WE54 +15%AlSi6 0	ungeschmiert 20°C, Öl	9,76 0,00	0,83 0,25	3,61E-4

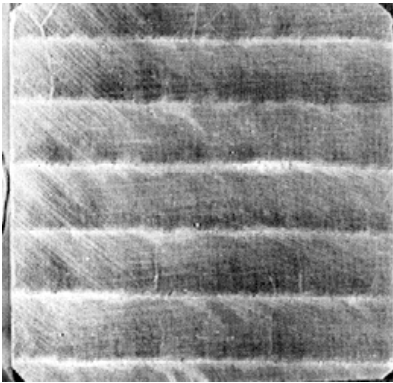
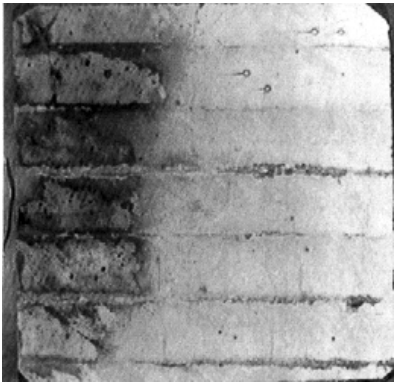
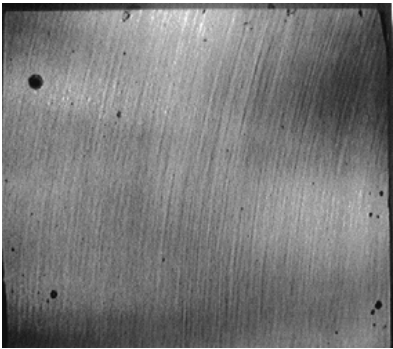
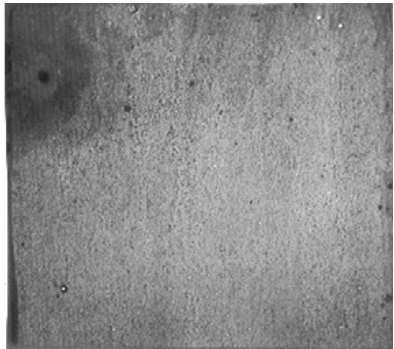
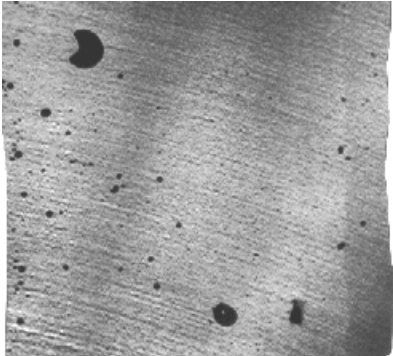
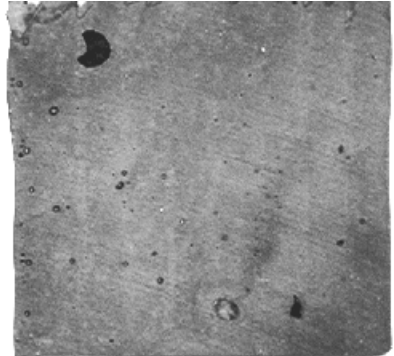
8.5 Korrosionstest

Eine Draufsicht der beschichteten Proben sowie der unbehandelten Grundmaterialien wurde vor dem Dauertauchtest in 3%-iger NaCl- Lösung und nach einer Dauer von 16 Stunden aufgenommen und die Bilder jeweils nebeneinander verglichen. Die Größe der eingebetteten Proben betrug 30 x 30 mm².

Probe	Draufsicht auf die Beschichtung	
	vor dem Test	nach dem Test
Grundwerkstoff AZ91		
Grundwerkstoff WE54		
<i>magnesiumhaltige Beschichtungen mit Ni + Al</i>		
WE54 + 25% NiAl 40/60	 nach 10 Minuten	

Beschichtung	Draufsicht auf die Beschichtung	
	vor dem Test	nach dem Test
WE54 + 25% NiAl 40/60		
<i>magnesiumhaltige Beschichtungen mit Al + Si</i>		
WE54 + 25% Al		
WE54 + 25% Al		
WE54 + 25% AlSi12		

Beschichtung	Draufsicht auf die Beschichtung vor dem Test		nach dem Test
WE54 + 25% AlSi12			
WE54 + 25% AlSi12			
WE54 + 25% AlSi60		 nach 8 Stunden	 nach 24 Stunden
WE54 + 20% AlSi60			

Beschichtung	Draufsicht auf die Beschichtung	
	vor dem Test	nach dem Test
WE54 + 25% AlSi60		
magnesiumfreie Beschichtungen		
AlSi30		
AlSi30		

Lebenslauf

Angaben zur Person

Name	Ute Kutschera
Geburtsdatum	01.11.1970
Geburtsort	Halle (Saale)
Nationalität	deutsch
Familienstand	ledig

Schulbildung

1977-1987	Polytechnische Oberschule „Frohe Zukunft“ in Halle (S.), Abschluss: mittlere Reife
1987-1989	Erweiterte Polytechnische Oberschule „Thomas Müntzer“ in Halle (S.) Abschluss: allgemeine Hochschulreife
1989-1990	berufsbegleitende Ausbildung zur Chemiefacharbeiterin im VEB Chemische Werke Buna

Studium

1990-1992	Grundstudium der Fachrichtung Werkstoffwissenschaften an der Technischen Hochschule Merseburg
1992-1997	Hauptstudium der Fachrichtung Werkstoffwissenschaften, Schwerpunkt Metallische Werkstoffe an der Technischen Universität Clausthal Abschluss: Juni 1997

Berufstätigkeit

1989-1990	Anstellung als Laborhelferin (Materialprüfung) im VEB Chemische Werke Buna
1997-1999	Wissenschaftliche Mitarbeiterin am Institut für Werkstoffkunde und Werkstofftechnik an der Technischen Universität Clausthal
1999-2001	Wissenschaftliche Mitarbeiterin am Institut für Technische Physik am Deutschen Zentrum für Luft- und Raumfahrt, Stuttgart, Bereich Laserapplikation
2001-2002	Entwicklungsingenieurin bei der Firma Incision, Wien
seit 08/2002	Sachbearbeiterin im Umweltbundesamt Wien, Abteilung für Integrierte Anlagentechnologien